
Beitrag zum Einfluss ausgewählter Legierungselemente auf das Dehnwechsel- und Zeitstandverhalten von Gusseisen mit Kugelgraphit bei Temperaturen oberhalb 450°C



Vom Fachbereich Maschinenbau
der Technischen Universität Darmstadt
zur Erlangung des Grades eines
Doktor-Ingenieurs (Dr.-Ing.)
genehmigte



TECHNISCHE
UNIVERSITÄT
DARMSTADT

D i s s e r t a t i o n

vorgelegt von
Dipl.-Wirtsch.-Ing. Susanne Michel
aus Aachen

Berichterstatlerin:	Prof. Dr.-Ing. C. Berger
Mitberichterstatlerin:	Prof. Dr.-Ing. B. Tonn
Tag der Einreichung:	19.08.2011
Tag der mündlichen Prüfung:	16.11.2011

Darmstadt 2012

D17



Vorwort und Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand im Rahmen meiner Tätigkeit als wissenschaftliche Mitarbeiterin am Institut für Werkstoffkunde der Technischen Universität Darmstadt.

Frau Prof. Dr.-Ing. Christina Berger, der ehemaligen Leiterin des Instituts für Werkstoffkunde und der Staatlichen Materialprüfungsanstalt, möchte ich für die Möglichkeit der Durchführung dieser Forschungsarbeit und ihre wohlwollende Förderung, insbesondere für die zahlreichen fachlichen Diskussionen, herzlich danken.

Großer Dank gilt auch Frau Prof. Dr.-Ing. Babette Tonn, Leiterin des Lehrstuhls für Gießereitechnik am Institut für Metallurgie der Technischen Universität Clausthal, die für wertvolle Impulse im gemeinsamen Arbeitskreis HT-GJS sorgte und die Mitberichterstattung für diese Arbeit übernahm.

Herrn Prof. Dr.-Ing. Matthias Oechsner, dem Leiter des Instituts für Werkstoffkunde und der Staatlichen Materialprüfungsanstalt, danke ich für seine Unterstützung bei der statistischen Auswertung und Darstellung der Daten.

Herrn Dr.-Ing. Alfred Scholz, Leiter des Kompetenzbereichs Hochtemperaturwerkstoffe, möchte ich für seine wertvollen Anregungen und seine Unterstützung besonders danken.

Von Herzen danken möchte ich meinen Kolleginnen und Kollegen, besonders Frau Dr.-Ing. Yan Wang, für die hervorragende fachliche Zusammenarbeit, die gegenseitige Unterstützung und den guten Zusammenhalt.

Dem Bundesministerium für Bildung und Forschung (BMBF) und dem Projektträger Jülich (PTJ) wird für die finanzielle Förderung des dieser Arbeit zu Grunde liegenden Forschungsprojekts gedankt.

Weiterhin danke ich dem Obmann, Herrn Dipl.-Ing. Mark Vierbaum, und den Mitgliedern des projektbegleitenden Arbeitskreises HT-GJS für die wichtigen Hinweise aus der Praxis und die fachliche Beratung, sowie Herrn Dipl.-Ing. Lutz Dekker für die erfolgreiche Zusammenarbeit im Forschungsprojekt, den Kollegen des Fachbereichs Material- und Geowissenschaften für die TEM-Untersuchungen und meinen studentischen Hilfskräften.

Den größten Dank spreche ich meiner Familie aus, die mir zu jeder Zeit die bestmögliche Unterstützung geboten hat.

Darmstadt, Februar 2012



Inhaltsverzeichnis

Vorwort und Danksagung	III
Inhaltsverzeichnis	V
Abkürzungsverzeichnis	VII
1 Einleitung	1
2 Stand der Technik.....	3
2.1 Gusseisen mit Kugelgraphit	3
2.1.1 Allgemeines	3
2.1.2 Herstellung.....	6
2.2 Verhalten unter zyklischer Beanspruchung.....	7
2.2.1 Dehnwechselverhalten bei niedrigen Temperaturen.....	7
2.3 Kriech- und Zeitstandverhalten	11
2.3.1 Kriechmechanismen	12
2.3.2 Kriechschädigung	14
2.3.3 Kriechbeschreibung	15
2.3.4 Zeitstandverhalten.....	16
2.3.5 Steigerung der Kriech- und Zeitstandfestigkeit	18
2.4 Einflussgrößen des Gusseisens mit Kugelgraphit auf mechanische Eigenschaften	22
2.4.1 Einfluss der Legierungselemente auf Gefüge und Kurzzeiteigenschaften	22
2.4.2 Einfluss der Legierungselemente auf Kriech- und Zeitstandverhalten	29
2.4.3 Weitere Einflüsse auf Gefüge und mechanische Eigenschaften	33
2.5 Fazit	34
3 Zielsetzung und Vorgehensweise.....	35
4 Versuchswerkstoffe und Versuche.....	37
4.1 Versuchswerkstoffe.....	37
4.1.1 Gussteilgeometrien.....	37
4.1.2 Referenzwerkstoff GJS-400SiMo	38
4.1.3 Testschmelzen	39
4.1.4 Bauteilproben.....	43
4.2 Versuchsprogramm.....	45

4.3	Versuchstechnik.....	46
5	Experimentelle Bestimmung des Werkstoffverhaltens	48
5.1	Kurzzeitverhalten	48
5.2	Dehnwechselverhalten	51
5.3	Zeitstandverhalten.....	53
6	Beschreibung des Werkstoffverhaltens	59
6.1	Bewertungskriterien	59
6.2	Kurzzeitverhalten	63
6.3	Dehnwechselverhalten	70
6.4	Zeitstandverhalten.....	76
7	Zusammenfassung und Ausblick	93
	Literaturverzeichnis	97
	Anhang.....	105

Abkürzungsverzeichnis

Zeichen

A_5	[%]	Bruchdehnung
A_u	[%]	Zeitbruchdehnung
C	[-]	Konstante in der Larson-Miller Gleichung
E	[MPa]	Elastizitätsmodul; E-Modul
\exp	[-]	Exponentialfunktion
G	[MPa]	Schubmodul
K	[-]	Konstante im Norton'schen Kriechgesetz und in der Norton-Bailey-Kriechgleichung
m	[-]	Temperaturrexponent
n	[-]	Spannungsexponent
N_A	[-]	Anrisszyklenzahl
P_{LM}	[-]	Larson-Miller-Parameter
R	[-]	R-Verhältnis
R^2	[%]	Bestimmtheitsmaß
R_m	[MPa]	Zugfestigkeit
$R_{p0,2}$	[MPa]	0,2%-Dehngrenze
$R_{p0,5}$	[MPa]	0,5%-Dehngrenze
R_{p1}	[MPa]	1%-Dehngrenze
R_{p1tT}	[MPa]	1%-Zeitdehngrenze bei der Temperatur T nach t Stunden
R_{petT}	[MPa]	Zeitdehngrenze für die plastische Dehnung ε bei der Temperatur T nach t Stunden
R_{utT}	[MPa]	Zeitstandfestigkeit für die Zeit t bis zum Bruch bei der Temperatur T
T	[°C]	Temperatur
t	[h]	Zeit
t_{12}	[h]	Zeitpunkt des Übergangs technischer Kriechbereich I und II
t_{23}	[h]	Zeitpunkt des Übergangs technischer Kriechbereich II und III
t_{p1}	[h]	Belastungsdauer bis zum Erreichen von 1% bleibender Dehnung
t_{px}	[h]	Belastungsdauer bis zum Erreichen einer plastischen Gesamtdehnung ε
t_u	[h]	Belastungsdauer bis zum Bruch
Z	[%]	Brucheinschnürung
Z_u	[%]	Zeitbrucheinschnürung
$\delta\varepsilon/\delta t$	[%/h]	Kriechgeschwindigkeit
$\delta\varepsilon/\delta t_{\min}$	[%/h]	Minimale Kriechgeschwindigkeit
$\Delta\varepsilon$	[%]	Dehnungsamplitude
ε_0	[%]	Anfangsdehnung
ε_e	[%]	Elastischer Dehnungsanteil
ε_f	[%]	Bleibende Dehnung
ε_i	[%]	Inelastischer Dehnungsanteil
ε_{per}	[%]	Bleibende Dehnung
σ	[MPa]	Spannung
III		Graphitausscheidung Form III
V		Graphitausscheidung Form V
VI		Graphitausscheidung Form VI

Indizes

max	Maximalwert
min	Minimalwert
0	Startwert

Abkürzungen

A _{c1}	Temperatur der Umwandlung von kfz zu krz Kristallgitter im Eisen-Kohlenstoff-Schaubild
BTP	Bauteilprobe
C	Zeitstandprobe
EDX	Energiedispersive Röntgenspektroskopie
F	Dehnwechselprobe
FEM	Finite Elemente Methode
GJS	Gusseisen mit Kugelgraphit
HB; HBW	Brinellhärte
HV	Vickershärte
lg	Zehnerlogarithmus
MK	Mischkristall
M _s	Martensit-Start-Temperatur
kfz	Kubisch flächenzentriert
krz	Kubisch raumzentriert
ODS	oxiddispersionsgehärtet
REM	Rasterelektronenmikroskopie
RT	Raumtemperatur
S	Metallographischer Schliff
S _c	Sättigungsgrad
SiMo	GJS-400SiMo
T	Zugprobe
TEM	Transmissionselektronenmikroskopie
TS	Testschmelze
T _s	Schmelztemperatur
wbh	wärmebehandelt
ZTU	Zeit-Temperatur-Umwandlung; ZTU-Schaubild
α-MK	Ferrit
γ-MK	Austenit

1 Einleitung

Gusseisen mit Kugelgraphit (GJS) wird als Werkstoff für große Turbinengehäuse in Gas- und Dampfturbinen, große Dieselmotoren sowie Motorenteile und Abgasturbolader im Automobilbau verwendet. Heutige Praxis für GJS in Kraftwerksanwendungen ist Silizium- und Silizium-Molybdän-legierter Sphäroguss, der bei Temperaturen bis zu 450 °C eingesetzt werden kann. Diese Grenze ist primär durch einen Abfall von Festigkeit und Verformungsfähigkeit gegeben. In Bild 1 ist als Beispiel für diese Grenze ein Anriss an einem Verdichtergehäusebauteil aus GJS-400SiMo zu sehen, der aufgrund von thermisch induzierter Verformung aufgetreten ist.

Zur Erweiterung der Einsatzmöglichkeiten im Rahmen der Wirkungsgradverbesserung von fossil befeuerten Kraftwerken und der damit verbundenen Steigerung von Gas- und Dampfeintrittsparametern ist eine Entwicklung von neuen GJS-Werkstoffen mit verbesserten Eigenschaften bei höheren Temperaturen notwendig. Liegt das Einsatzgebiet des Gehäuses oberhalb 450 °C, werden bisher Stähle, insbesondere 1 % Cr-Stähle, eingesetzt. Gehäuse aus GJS könnten aus mehreren Gründen an deren Stelle treten.

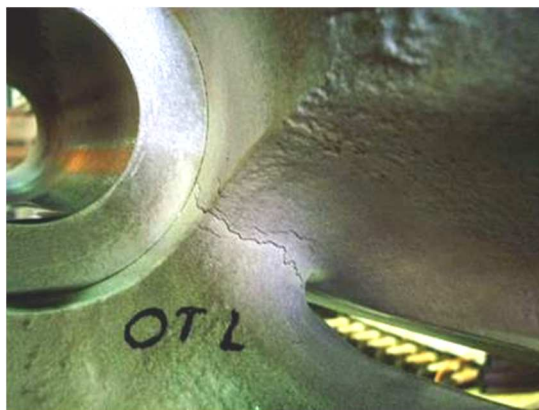


Bild 1. Anriss an einem Gehäusebauteil einer Gasturbine aus GJS-400SiMo [2].

Neben dem kostengünstigeren Gießverfahren können GJS-Gehäuse äußerst detailreich in einem Stück abgegossen werden. So kann auf das Verbinden mehrerer Komponenten durch Schweißen verzichtet werden. Gelingt die Herstellung eines Bauteils aus verbessertem GJS mit einem Prozess mit reproduzierbarer Qualität, kann der neue Werkstoff durch seinen bedeutenden Vorteil an Wirtschaftlichkeit ein starker Konkurrent zum bisher eingesetzten Stahlguss werden. Ein

Turbinengehäuse ist komplexen thermischen und mechanischen Belastungen ausgesetzt. Aufgrund langer Betriebszeiten von bis zu 300 000 Betriebsstunden sind eine entsprechende Kriech- und Zeitstandfestigkeit und Gefügestabilität des Werkstoffs unabdingbar. Zusätzlich macht die zunehmende Flexibilisierung der Stromversorgung durch den stetig steigenden Anteil der erneuerbaren Energien schnellere und häufigere An- und Abfahrvorgänge eines konventionellen fossilbefeuerten Kraftwerks notwendig. Die Turbinenwerkstoffe sind daher neben der langzeitigen auch einer zunehmenden Dehnwechselbeanspruchung ausgesetzt.

Diese Arbeit entstand im Rahmen des Forschungsvorhabens „Entwicklung einer warmfesten GJS-Gusseisenlegierung mit Kugelgraphit zur Herstellung dickwandiger

Gussstücke für höchste Anwendungstemperaturen $> 500\text{ °C}$ [1]. Das langfristige Ziel war eine weitgehende Substitution des im Vergleich zum GJS teureren Stahlgusses als Gehäusewerkstoff für Gas- und Dampfturbinenanwendungen. So sollte die konventionelle Legierung GJS-400SiMo so weiterentwickelt werden, dass sie bei Temperaturen oberhalb 500 °C betriebssicher eingesetzt werden kann [2]. Dazu waren umfangreiche Experimente zur Ermittlung von Kurzzeit-, Dehnwechsel- und Langzeitverhalten sowie eine eingehende Charakterisierung des Gefüges der untersuchten Legierungsvarianten notwendig.

Ausgehend vom Forschungsvorhaben erfolgt in dieser Arbeit die systematische Ermittlung und Beschreibung der Vorgänge im Werkstoff während langzeitiger Beanspruchung. Es werden die Ursachen der mechanischen Eigenschaften in Legierungszusammensetzung und Gefüge mit Hilfe von Gefügeparametern herausgearbeitet und ein wissenschaftlicher Beitrag zum Verständnis des Langzeitverhaltens von GJS-Werkstoffen im Temperaturbereich $450 - 550\text{ °C}$ geleistet. Ein besonderer Schwerpunkt liegt dabei auf den langzeitigen Eigenschaften und der Kriechschädigung.

2.1 Gusseisen mit Kugelgraphit

2.1.1 Allgemeines

Gusseisen mit Kugelgraphit (GJS) ist eine Eisen-Kohlenstoff-Silizium-Legierung (Fe-C-Si) mit einem Gehalt an Kohlenstoff (C) von 2 - 4,3 Massen-%, der sich überwiegend im Gefüge als Graphitkugeln ausscheidet. DIN EN ISO 945 klassifiziert die Graphitausscheidungen nach Form und Größe [3].

Gefüge

Im Schliff eines Silizium-Molybdän-legierten GJS, Bild 2, lassen sich folgende Gefügebestandteile identifizieren:

- Eisen-Mischkristall: Ferrit, Perlit,
- Graphite und
- Ausscheidungen: Molybdän-Eisen-Karbide.

Mikroporositäten finden sich oft in der Nähe der Ausscheidungen.

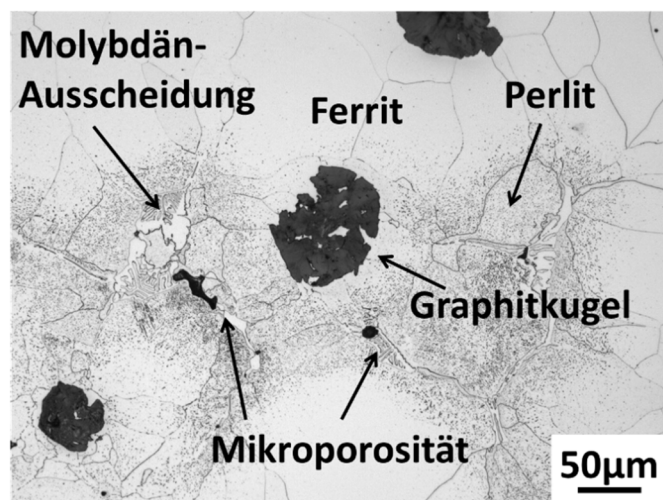


Bild 2. Metallographischer Schliff an GJS-400SiMo mit Benennung der Gefügebestandteile.

Eisen-Mischkristall

Grundgerüst des Gusseisens ist der Eisen-Mischkristall. Je nach Aufenthaltsort der im Gitter gelösten Fremdatome unterscheidet man Einlagerungs- und Substitutionsmischkristalle. Sie erhöhen die Spannungen im Kristallgitter durch ihre vom Wirtsgitter abweichende Größe und verändern so die Gitterenergie. Dies behindert oder erschwert das Abgleiten des Gitters an bevorzugten Gleitebenen, was sich messbar auf die mechanischen Eigenschaften auswirkt. Man spricht von einer Mischkristall-

verfestigung [4, 5]. Kohlenstoff(C) und Silizium (Si) lagern sich aufgrund der Größe ihrer Atome im Eisen-Mischkristall ein. Die thermodynamische Darstellung von GJS erfolgt üblicherweise als Schnitt durch das stabile System Fe-C-Si bei konstantem Silizium-Gehalt, Bild 3 [6].

Der Erstarrungsvorgang von GJS ist Gegenstand mehrerer Untersuchungen [7, 8]. Nach der Erstarrung liegen unterhalb der Liquiduslinie kubisch flächenzentrierte (kfz) Austenitkörner, sog. γ -Mischkristall (γ -MK), Graphite und sonstige Einschlüsse im Gefüge vor. Während der weiteren Abkühlung diffundiert ein Großteil des Kohlenstoffs

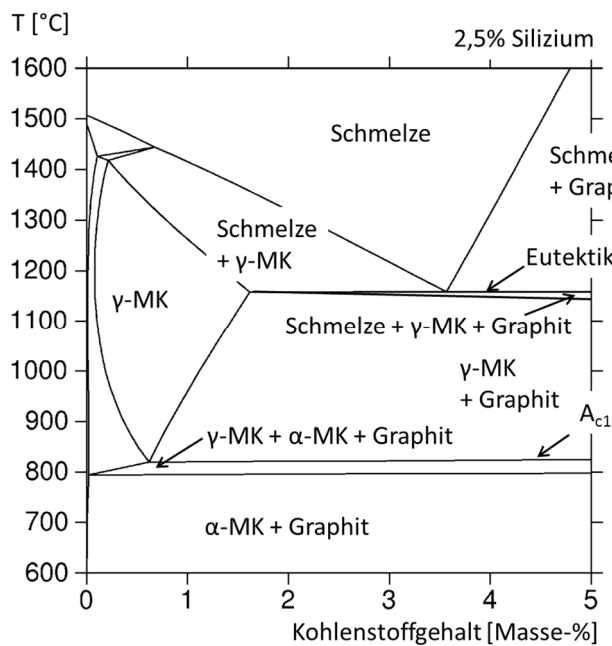


Bild 3. Schnitt durch das ternäre Phasendiagramm Fe-C-Si im stabilen Zustand bei 2,5% Silizium. Thermocalc [6].

aus dem übersättigten Austenit zu den Graphitkugeln. Bei Erreichen der A_{c1} -Temperatur (Bild 3) wandelt sich der kfz Austenit um. Die Temperatur, bei der er sich zu kubisch raumzentriertem (krz) Ferrit, sog. α -Mischkristall (α -MK), umwandelt, liegt dabei höher als die Umwandlungstemperatur zu Perlit, einem schichtartigen Gefüge aus α -MK und Zementit, Fe_3C .

Die beiden Umwandlungsprozesse konkurrieren stark. Läuft die Abkühlung unbeeinflusst nahe des thermodynamischen Gleichgewichts ab, bildet sich so lange Ferrit, bis der Austenit aufgezehrt ist.

Der Vorgang ist diffusionsgesteuert. Da die Diffusionswege im Ferrit aufgrund der Abstände zu den Graphiten größer sind als im Perlit (dort muss der Kohlenstoff nur bis in die nächste Zementitlamelle gelangen), kann die Ferritbildung durch eine Reihe von Faktoren wie beispielsweise Legierungselemente, Abkühlgeschwindigkeit oder Homogenität der Schmelze beeinflusst werden [9]. Perlit ist nicht temperaturstabil. Je nach Legierungszusammensetzung formt es sich bei einer Glühbehandlung kugelig ein oder zerfällt in die stabilen Anteile Ferrit und Graphit. Die mechanischen Eigenschaften der Matrix hängen ganz entscheidend von den Anteilen an ausgeschiedenem Ferrit und Perlit ab [10, 11, 12].

Im ternären Phasendiagramm Fe-C-Si werden A_{c1} -Umwandlungstemperatur, bei der die Umwandlung des Gitters von γ -MK in α -MK stattfindet, und Eutektikale, die Temperatur der eutektischen Erstarrung der Schmelze, mit zunehmendem Silizium-Gehalt

in Temperaturintervalle aufgeweitet, Bild 3. In letzterem Temperaturbereich existieren beide Kristallgitter nebeneinander. Ebenfalls wird das Eutektikum mit zunehmendem Silizium-Gehalt zu niedrigeren Kohlenstoff-Gehalten verschoben. Die eutektische Zusammensetzung der Schmelze wird im sog. Kohlenstoffäquivalent oder Sättigungsgrad als Funktion der Gehalte an Kohlenstoff, Silizium und Phosphor berechnet [13]. Es wird stets eine naheutektische Schmelzzusammensetzung angestrebt.

Graphit

Kohlenstoff kristallisiert als Graphit in einem hexagonalen Gitter [5]. Abhängig von der Wachstumsrichtung der Keime bilden sich Graphite unterschiedlicher Ausprägung [14]. Die Theorien zur Bildung der Graphitkeime und die Mechanismen des Graphitwachstums werden in [15, 16, 17, 18, 19, 20, 21] erläutert.

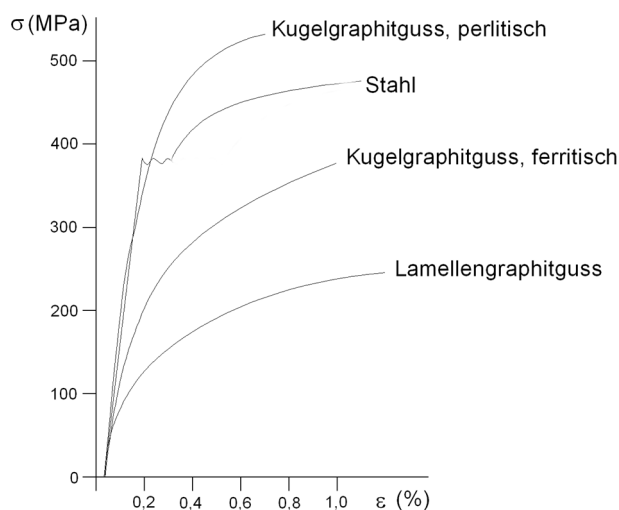


Bild 4. Fließkurven von Gusseisen mit Kugel- und Lamellengraphit aus Zugversuchen bei RT im Vergleich zu Stahl, nach [5].

Bei der Erstarrung der Schmelze unterhalb der Solidustemperatur wird der gesamte Kohlenstoff, der nicht im Austenit gelöst werden kann oder mit anderen Legierungselementen Karbide bildet, als Graphit ausgeschieden. Man spricht vom Graphiteutektikum [11].

Nach dem Erreichen der A_{c1} -Temperatur scheidet sich Sekundärgraphit während der Umwandlung der Matrix vom γ -MK zum α -MK aus, der an den Graphiten anwächst. Er ist vom eutektisch ausgeschiedenen Graphit nicht zu unterscheiden [11, 12]. In Zugversuchen und

Härtemessungen bei Raumtemperatur zeigt sich, dass Härte und Zugfestigkeit eines Gusseisens mit Kugelgraphit mit zunehmendem Graphitanteil leicht abfallen, während die 0,2 %-Dehngrenze deutlich zurückgeht [22].

Je nach Form der Graphitausscheidungen wirken diese mehr oder weniger stark als innere Kerben im Werkstoff und schwächen außerdem den tragenden Querschnitt des Bauteils aus GJS, da Graphit keine Festigkeit und keinen Formänderungswiderstand besitzt. Kugelgraphit hat den am wenigsten „schädlichen“ Einfluss auf den inneren Spannungszustand [11], Bild 4.

Karbide

Karbide sind aus der Schmelze ausgeschiedene Verbindungen aus Kohlenstoff und einem oder mehreren Metallen. Ihre Form kann nadelig, kubisch, kugelig, plattenförmig oder skelettartig sein. Sie finden sich in den Körnern, entlang von Austenitdendriten oder an den Korngrenzen. Karbide findet man oft umgeben von Perlit, da den Metallen in den Karbiden häufig eine perlitstabilisierende Wirkung nachgesagt wird. Mit Wärmebehandlungen ist es möglich, die Karbide teilweise aufzulösen oder zu feinen [12].

Eine Beeinflussung der mechanischen Eigenschaften von GJS-Werkstoffen durch Karbide ist auf mehrere Arten möglich. Zum einen senken grobe nadelige Karbide Festigkeit und Duktilität des Werkstoffs ganz erheblich, zum anderen können feinverteilte Ausscheidungen die Bewegung von Versetzungen verhindern (Ausscheidungshärtung) oder an den Korngrenzen ein Abgleiten der Körner wie beim Korngrenzengleiten verhindern [4].

Mikroporositäten und Lunker

Mikroporen und Lunker können aufgrund einer nicht optimalen Erstarrungsmorphologie entstehen [23]. Sie sind innere Kerben und setzen Festigkeit und Duktilität des Werkstoffs herab [24]. Daher sollten Mikroporen im Gefüge möglichst vermieden werden. Da es durch die Gussteilgeometrie und den Gießprozess selbst nicht immer möglich ist eine Dichtspeisung zu erreichen, wurden Konzepte entwickelt, mit denen je nach Anwendungsfall noch tolerierbare Fehler bestimmt werden können [25]. Neben Poren sind im Gefüge auch Lunker in der Größenordnung von Millimetern und darüber zu finden, die ebenfalls als unerwünschte Gussfehler die mechanischen Kennwerte des Bauteils aus GJS mindern. Hier muss im Einzelfall über eine Nachbearbeitung eines Gussteils z.B. durch Schweißen entschieden werden [26].

2.1.2 Herstellung

Die Herstellung einer Gusseisenschmelze erfolgt unter Zugabe von Schrott, Kreislaufmaterial, teilweise Roheisen und verschiedenen Legierungselementen in einem geeigneten Ofen. Die Schmelze kann bei Bedarf entschwefelt werden. Zur Erlangung einer kugeligen Graphitbildung wird eine Magnesium-Behandlung vorgenommen. Vor dem Abguss kann zur Verbesserung des Keimhaushaltes eine Impfung vorgenommen werden [11, 27, 28, 29].

Abgegossen wird die Schmelze in eine Sandform oder eine Kokille. Eine Sandform wird nach dem Abguss beim Entnehmen des Gussteils zerstört, während eine Kokille, eine mehrteilige metallische Dauerform, zum entnehmen des Gussteils geöffnet wird und somit wieder verwendbar ist. Wegen der guten Vergießbarkeit und des guten

Formfüllungsvermögens eignet sich Gusseisen mit Kugelgraphit für massive Bauteile mit komplexen Strukturen [11, 30].

2.2 Verhalten unter zyklischer Beanspruchung

Als zyklische Beanspruchung, auch Dehnwechselbeanspruchung genannt, bezeichnet man die zeitliche Änderung von Spannung und/oder Temperatur in einer Probe oder einem Bauteil. Ermüdung ist die den Werkstoff schädigende Folgeerscheinung dieser zyklischen Beanspruchung in Form von Rissbildung und langsamem Risswachstum, abhängig von der Temperatur und vom Spannungszustand im Rissumfeld [31].

2.2.1 Dehnwechselverhalten bei niedrigen Temperaturen

Erfährt ein Werkstoff bei niedrigen Temperaturen zyklische Beanspruchung, können zeitabhängige Verformungsprozesse bei der Betrachtung des Dehnwechselverhaltens vernachlässigt werden. Die Werkstoffeigenschaften sind in einen Zeit- und einen Dauerfestigkeitsbereich teilbar. Die Beanspruchungsfrequenz hat keinen Einfluss auf das Dehnwechselverhalten, was man mit Hilfe empirischer Regeln im Wöhlerschaubild mit der Coffin-Manson-Gleichung beschreiben kann. Der Mittelspannungseinfluss ist ebenfalls empirisch beschreibbar, ebenso wie eine Lebensdauerabschätzung bei zyklischen Belastungskollektiven durch lineare Schadensakkumulation (Palmgren-Miner-Regel). Festigkeit und Duktilität des Werkstoffs haben direkt Einfluss auf das Dehnwechselverhalten [32].

Zum Verhalten von GJS unter zyklischer Beanspruchung bei Raumtemperatur liegen weit reichende Untersuchungen vor [33, 34, 35, 36, 37]. Dabei spielt besonders die Übertragbarkeit experimentell ermittelter Versuchsergebnisse auf Bauteile eine Rolle. Aufgrund von Ungängen wie Chunky-Graphit, Dross und Lunkern reduziert sich die Dauerfestigkeit eines Bauteils aus GJS deutlich [33, 38, 39, 40]. Eine Bewertung der Wirkung dieser Ungängen auf Rissinitiierung und –fortschritt ist Thema einer Reihe weiterer Forschungsarbeiten [34, 35, 37, 41].

Die Ermüdungsstadien des GJS gleichen im Wesentlichen denen des Stahls. Durch Versetzungsbewegungen in den Gleitebenen können Gleitbänder und daraufhin Werkstofftrennungen entstehen, die kleiner als eine Korngröße sind und bereits als erste Anrisse bezeichnet werden können. Gleitbänder bilden sich immer an Stellen mit örtlicher Spannungserhöhung, d. h. an Kerben oder Ungängen im Gefüge. Die Anrisse können durch Vereinigung und weiteres Wachstum zu einem Mikro- und dann zu einem Makroriss wachsen. Erreicht der Riss eine kritische Länge, so wächst er instabil

bis zum Bruch. Rissbildung und –ausbreitung verbrauchen erfahrungsgemäß den größten Anteil der Lebensdauer der Probe oder des Bauteils [31, 42].

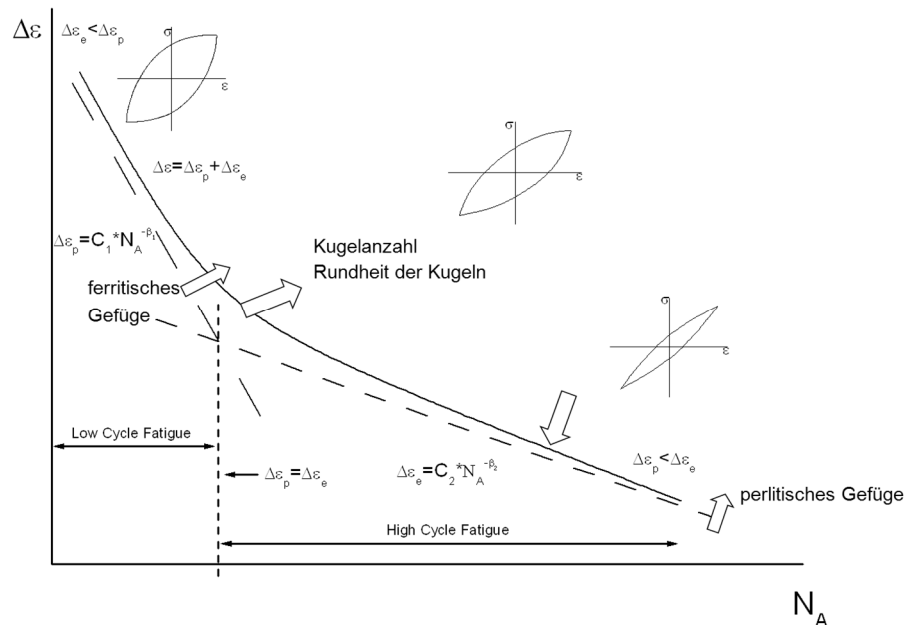


Bild 5. Einflussgrößen des GJS-Gefüges auf die Anrisskennlinie nach [31] und [38].

Bei niedrigen Temperaturen lässt sich für GJS die Dauerfestigkeit bis 10^7 mit 30 - 40 % der Zugfestigkeit beziffern [33]. Das Verhältnis Dauerfestigkeit zu Zugfestigkeit, das sog. Wechselfestigkeitsverhältnis, ist abhängig vom Ferritgehalt, Anteil und Lage vorhandener Ungänzen und der Graphitmorphologie. Die Graphite wirken wie Einschlüsse im Gefüge. Aufgrund ihrer niedrigen Festigkeit und Verformbarkeit können sie zu Hohlräumen vereinfacht werden, die den tragenden Querschnitt verkleinern und wie Kerben wirken. Bei Zugbelastung löst sich die Matrix von den Kugeln ab. GJS verfestigt bereits innerhalb der ersten 10 Schwingspiele zyklisch. Schwingungstreifen sind auf der Bruchfläche im Ferrit teilweise erkennbar. Es lässt sich aber kein Zusammenhang zwischen Schwingungstreifen und Rissausbreitungsgeschwindigkeit finden. Perlitisches Gefüge bricht ausschließlich spröde [38].

Betrachtet man ferritisches, ferritisch-perlitisches und perlitisches Gefüge, so kann man in der Literatur eine Zunahme der Härte und Zugfestigkeit mit steigendem Perlitgehalt feststellen, jedoch keine Zunahme der Dauerfestigkeit. Gleichzeitig mit der Härte der Matrix steigt auch deren Kerbempfindlichkeit. An den Graphitkugeln bilden sich bei Belastung Spannungsspitzen aus. Diese können im duktilen Ferrithof um die Kugel besser abgebaut werden, Bild 5 [38].

Je kleiner die Korngröße, desto größer ist die Lebensdauer des Werkstoffs bei niedrigen Temperaturen. Ursache ist ein das Risswachstum verzögernder Effekt sog. mikro-

struktureller Barrieren wie Korngrenzen im Werkstoffinneren [42]. Hohlräume strecken sich in Zugrichtung, die Eigenschaften der Matrix werden richtungsabhängig, Bild 6 [43].

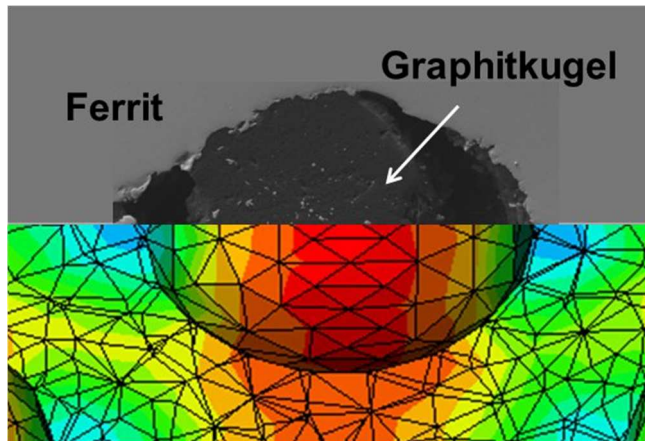


Bild 6. Nach Beanspruchung verformter Ferrit-Mischkristall um eine Graphitkugel. Aufnahme im REM (oben) und mit Hilfe von FEM dargestellte Spannungsverteilung in der Matrix (unten) nach [43].

Ebenfalls ist zu beobachten, dass die Dauerfestigkeit steigt, je mehr Graphitkugeln im Gefüge vorhanden sind [41]. Im Zeitfestigkeitsbereich konnte kein Einfluss der Kugelanzahl beobachtet werden. Je kleiner die Graphite, desto höher ist die Lebensdauer des GJS, verglichen mit großen Kugeln. Ursache dafür könnte sein, dass sich die Hohlräume um die großen Graphitkugeln bei zyklischer Belastung stärker strecken, was die Spannungskonzentrationen in der angrenzenden Matrix erhöht

[44]. Die Risse bilden sich an den Graphiten senkrecht zur Hauptbelastungsrichtung. Sie können aufeinander zulaufen und sich vereinigen. Dadurch trennen sie die Matrixbrücken zwischen den Kugeln auf. Ist das Gefüge zwischen den Kugeln ferritisch, so wird das Risswachstum von Kugel zu Kugel verzögert [38, 39, 40].

Quantitative Abschätzungen [33] haben ergeben, dass Dross die Dauerfestigkeit um bis zu 55 % reduzieren kann, Lunker um bis zu 60 %, Chunky-Graphit um bis zu 35 % und Poren bzw. punktuelle Entartungen um bis zu 30 %. Diese Gefügeungängen weisen außerdem eine deutlich erhöhte Mittelspannungsempfindlichkeit auf. Ursache für den Lebensdauerabfall ist, dass bruchauslösende Risse von an oder direkt unter der Oberfläche liegenden Ungängen ausgehen. Mit steigender Belastungsamplitude verschiebt sich der Ort der Risseinleitung von der Oberfläche hin zu Korngrenzen. Ursache dafür kann Dehnungsbehinderung durch Ausscheidungen an den Korngrenzen sein. Anrisse werden dann oft in der Nachbarschaft von Phasengrenzen beobachtet [38]. Betrachtungen des Risswachstums [35, 36, 37] in nahezu fehlerfreiem GJS messen der Graphitausprägung im Zusammenhang mit dem Mischkristall eine große Bedeutung zu. Breiten sich die Risse duktil im Mischkristall aus, so erhöhen große Graphite, und damit auch ein grobes Korn, den Risswiderstand. Liegt dagegen eine spaltflächige Rissausbildung vor, so maximieren kleine Graphite, und damit kleine Körner, den Risswiderstand [35]. Bei konstanter Belastungsamplitude wächst ein Riss entlang der Graphitteilchen [45, 46], Bild 7. Diese lösen sich von der Matrix ab, zerbrechen aber nicht. Ist die Belastung sehr hoch, plastifiziert der Werkstoff vor der Rissspitze

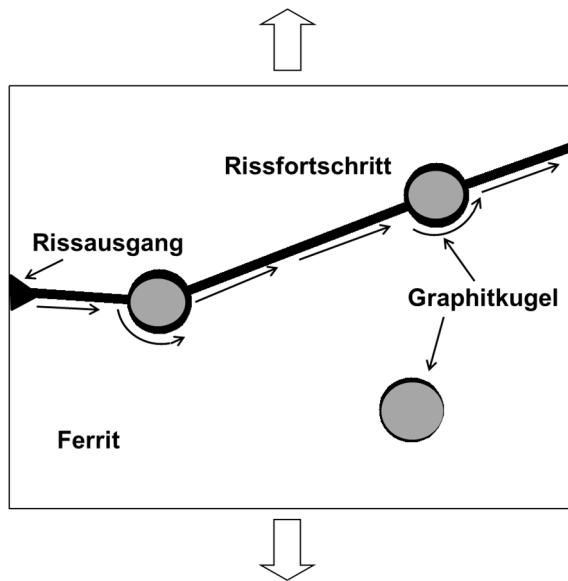


Bild 7. Idealisierte Darstellung des Rissverlaufs in ferritischem GJS. Vertikale Belastungsrichtung.

fächerförmig und ermöglicht ein Vorspringen des Risses durch duktiles Risswachstum in Richtung 45° zur Hauptbelastungsrichtung. Der Riss kann sich aufgrund der großräumigen Plastifizierung im weiteren Verlauf nicht mehr schließen [47].

Findet zyklische Beanspruchung bei Temperaturen oberhalb $0,4 T_S$ statt, werden die Vorgänge im Werkstoff zeitabhängig. Neben den analog zum Verhalten bei niedrigen Temperaturen zeitunabhängigen elastischen und plastischen Dehnungsanteilen tritt eine zeitabhängige Kriechdehnung auf. Es

existiert keine Dauerschwingfestigkeit, d. h. der Werkstoff wird auch bei sehr geringen Spannungen oder Dehnschwingbreiten versagen. Durch die Wechselwirkung von Kriechen und Ermüden hat die Beanspruchungsfrequenz einen großen Einfluss auf den Ermüdungsverlauf, Bild 8.

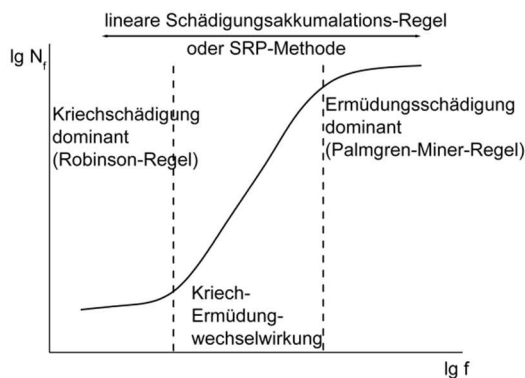


Bild 8. Einfluss der Frequenz auf die Bruchzyklenzahl bei zyklischer Beanspruchung, Beschriftung der Abszisse nach [48] für einen austenitischen Stahl.

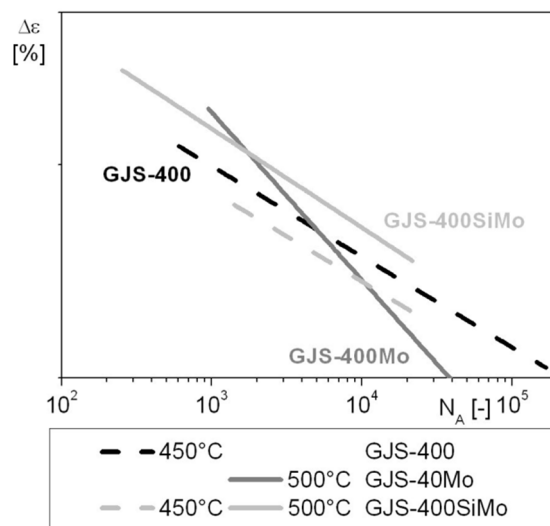


Bild 9. Anrisschaubild von GJS-400, GJS-500Mo und GJS-400SiMo bei 450°C und 500°C nach [34].

Erfolgt der reine Ermüdungsbruch transkristallin, lässt sich bei zunehmendem Kriechanteil interkristallines Bruchverhalten identifizieren. Der Kriechanteil kann sich durch Haltezeiten oder eine Erhöhung der Mittelspannung steigern. Im Gegensatz zur

Ermüdung bei tiefen Temperaturen existieren oberhalb $0,4 T_s$ keine empirischen Regeln zur Beschreibung des Mittelspannungseinflusses auf die zyklische Festigkeit. Eine Lebensdauerabschätzung bei Kriech-Ermüdungs-Wechselwirkung ist nach empirischen Regeln wie der additiven linearen Schädigungsakkumulation für Kriechen und Ermüden oder der Strain-Range Partitioning-Methode möglich [48].

Zum Dehnwechselverhalten von GJS bei hohen Temperaturen ist wenig bekannt [34, 38]. In Dehnwechselversuchen ohne Haltezeit bei 500 °C wurde an GJS-400 im Vergleich zu Raumtemperatur eine deutliche Abnahme der Anrisswechselzahlen beobachtet, Bild 9. Bei der Betrachtung des Anrissverhaltens von GJS-400, GJS-400Mo und GJS-400SiMo bei 450 °C zeigt sich, dass Risse teilweise von Graphitkugeln bzw. kleinen Lunkern gestoppt werden, was für die Lebensdauer von Bauteilen nur von Vorteil sein kann. Anrisse gehen überwiegend von der Oberfläche aus, vereinzelt aber auch von Graphitkugeln infolge der lokal wirkenden Spannungsüberhöhung. Haltezeit bewirkt interkristallines Risswachstum. Für die drei Legierungsvarianten kann eine Erhöhung der Rissausbreitungsgeschwindigkeit mit zunehmender Temperatur festgestellt werden [34].

2.3 Kriech- und Zeitstandverhalten

Während für eine Vielzahl von warmfesten Stählen und Nickellegierungen [4, 49, 50, 51] zahlreiche Veröffentlichungen zum Kriech- und Zeitstandverhalten publiziert wurden, sind Publikationen zum Kriech- und Zeitstandverhalten von GJS-Legierungen rar [52, 53, 54, 57].

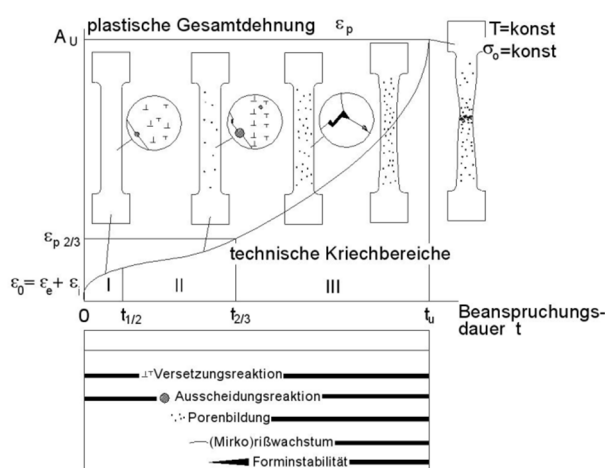


Bild 10. Kriechkurve mit Angabe kennzeichnender Vorgänge im Werkstoff, schematische Darstellung am Beispiel warmfester Stähle nach [55].

Ist ein Werkstoff Temperaturen oberhalb ca. $0,4 T_s$ ausgesetzt, wird sein Verhalten zeitabhängig. Bei Anliegen einer konstanten Spannung bzw. in der Regel einer konstanten Kraft findet eine stetige Verformung statt, der Werkstoff kriecht temperatur- und zeitabhängig [55]. Die Ermittlung des Werkstoffverhaltens bei statischer Beanspruchung unter erhöhter Temperatur erfolgt im Kriech- bzw. Zeitstandversuch. Dieser sieht die Belastung glatter Proben bei konstanter Spannung/Kraft und Temperatur und

die anschließende Ermittlung der resultierenden Dehnung in Abhängigkeit von der Zeit vor. Dargestellt werden die Ergebnisse in Zeitdehn- und Zeitstandschaubild, gemäß der DIN EN ISO 204 - 2009 [56].

Der typische Kriechkurvenverlauf lässt sich in drei technische Kriechbereiche gliedern, Bild 10. Zu Beginn der Belastung zum Zeitpunkt $t = 0$ stellt sich eine Anfangsdehnung

$$\varepsilon_0 = \varepsilon_e + \varepsilon_i \quad (1)$$

ein, die sich aus der elastischen Dehnung

$$\varepsilon_e = \frac{\sigma}{E} \quad (2)$$

und einer plastischen Anfangsdehnung ε_i zusammensetzt. Die plastische Anfangsdehnung ist temperatur- und spannungsabhängig und in der Regel bei Prüfspannungen ausreichend unter der Warmstreckgrenze vernachlässigbar.

Im Primärbereich nimmt die Kriechgeschwindigkeit, die Steigung der Kriechkurve,

$$\dot{\varepsilon} = d\varepsilon / dt \quad (3)$$

durch das Aufstauen von Versetzungen an Hindernissen stetig ab. Das Erreichen einer minimalen Kriechgeschwindigkeit $d\varepsilon/dt_{\min}$ kennzeichnet den Sekundärbereich, in dem sich bildende und sich auslöschende Versetzungen im Gleichgewicht sind. Im Tertiärbereich steigt die Kriechgeschwindigkeit aufgrund der Schädigung im Werkstoff wieder an. Kriechduktile Werkstoffe schnüren sich ein. Es folgt der Bruch der Probe, Bild 10.

Auf die Vorgänge im GJS-Gefüge und die hinter dem Kriechverhalten stehenden Mechanismen wird nur sehr vereinzelt eingegangen [57]. Im Wesentlichen werden Mischkristall- und Ausscheidungshärtung als Ursachen für die Steigerung der Kriechfestigkeit identifiziert [11].

2.3.1 Kriechmechanismen

Auf mikrostruktureller Ebene können während des Kriechens folgende Mechanismen ablaufen, die den Verlauf der Kriechkurve beeinflussen:

- Versetzungskriechen,
- Korngrenzengleiten,
- Diffusionskriechen.

Versetzungskriechen

Versetzungen sind die Träger der Werkstoffverformung. Im Gegensatz zum Fließen sind Versetzungen beim Kriechen in der Lage, durch Kletterbewegungen ihre Gleitebenen zu verlassen und sich gegenseitig auszulöschen (Erholung). Während des

Kriechens wird das Gefüge gleichzeitig verformt und es wirken werkstoffabhängig unterschiedliche Schädigungsmechanismen [58].

Der Verlauf des Versetzungskriechens wird von einer Reihe Faktoren beeinflusst. Neben Spannung und Temperatur sind dies Diffusionskoeffizient, E-Modul und speziell bei kfz Werkstoffen Stapelfehlerenergie.

Im Rahmen der Entwicklung kriechfester Legierungen wird ein möglichst niedriger Diffusionskoeffizient D und ein möglichst hoher E-Modul E angestrebt. Ein niedriger Diffusionskoeffizient erschwert ebenso wie ein hoher E-Modul und eine geringe Stapelfehlerenergie das Klettern der Versetzungen und damit den geschwindigkeitsbestimmenden Vorgang beim Versetzungskriechen.

Korngrenzengleiten

Bei hohen Temperaturen gleiten die Körner entlang ihrer Grenzen aneinander ab. Die Korngrenzengleitgeschwindigkeit ist weniger spannungsabhängig als die Geschwindigkeit des Versetzungskriechens, was im Kornvolumen stattfindet. Beide Effekte überlagern sich, da die Verformungen der Korngrenzen Anpassungen über Versetzungsbewegungen oder Diffusion im Korninneren bewirken.

Beeinflusst wird das Korngrenzengleiten von der Korngrenzenviskosität, also der Festigkeit der Korngrenzen gegen das Abgleiten, der Temperatur, der Korngröße und von Fremdatomen, die als Ausscheidungen die Korngrenze deformieren und so als Hindernisse den Anteil des Korngrenzengleitens reduzieren können. Höhere Spannungen und Temperaturen erhöhen den Anteil des Korngrenzengleitens an der Gesamtkriechverformung, während ein grobes Korn den Anteil verringert. Ein festes Korninneres ohne eine gleichzeitige Behinderung des Korngrenzengleitens durch Ausscheidungen führt zu Kriechrissbildung und einer geringen Zeitstandfestigkeit aufgrund zu geringer Duktilität der Körner [58].

Diffusionskriechen

Nicht nur Versetzungen sind Träger von Kriechverformung. Verformungen im Korn und an der Korngrenze können auch ausschließlich durch Diffusionskriechen zustande kommen. Sehr niedrige äußere Spannungen führen zu einer so geringen Versetzungsdichte, dass eine Verformung nicht durch Versetzungsbewegungen, sondern durch Leerstellenwanderung auftritt.

Als Quellen und Senken für diese Leerstellen dienen Korngrenzen. Die Konzentration der Leerstellen ist von Temperatur und örtlicher Spannung abhängig, die einen Leerstellengradienten zwischen den Korngrenzen bewirkt. Gemäß der Nabarro-Herring-Theorie dominiert der Mechanismus der Gitterdiffusion bei Temperaturen oberhalb $0,8 T_s$, darunter diffundieren die Leerstellen entlang der Korngrenzen, da dort die Aktivierungsenergie geringer als im Korn ist (Coble-Theorie).

Einfluss auf das Diffusionskriechen haben Ausscheidungen, die an den Korngrenzen den Korngrenzendiffusionskoeffizienten und somit die Kriechgeschwindigkeit senken, und die Korngröße, da größeres Korn den Übergang von Versetzungskriechen zu Diffusionskriechen zu niedrigeren Spannungen verschiebt. Wird das Korngrenzengleiten behindert, reduziert sich auch der Anteil des Diffusionskriechens an der Kriechrate, da beide Mechanismen eng aneinander gekoppelt sind [59].

2.3.2 Kriechschädigung

Mikroskopisch kann man Kriechschädigung oft schon in einem frühen Stadium erkennen. Poren und Risse wachsen bei konstanter Belastung, und die Probe bricht auch bei sehr niedrigen Spannungen. Je nach Spannungs- und Temperaturbereich überwiegt entweder ein transkristalliner oder ein interkristalliner Schädigungsmechanismus.

Transkristalline Schädigung

Dieser Mechanismus tritt überwiegend bei höheren Spannungen auf. Der Übergang zum transkristallinen Dukttilbruch bei zeitunabhängiger Verformung ist dabei fließend. Aufgrund von Aufstauungen von Versetzungen vor einem Hindernis erhöht sich die örtliche Spannungskonzentration bis zu einem maximalen Wert, an dem ein Riss an der Grenzfläche zwischen Matrix und Hindernis entsteht. Der durch den Riss entstandene Hohlraum wächst durch weiter auflaufende Versetzungen und Leerstellendiffusion an bis zum Bruch. Die transkristallin geschädigte Bruchfläche weist Waben auf [4], vgl. Bild 10.

Interkristalline Schädigung

Sie entsteht entlang der Korngrenzen und ist durch keilförmige Tripelkantenrisse und Poren zu erkennen. Interkristalline Schädigung schreitet mit der Zeit und Dehnung fort. Sobald ein Riss initiiert wurde, was bereits im Primärbereich geschehen kann, wächst er langsam. Seine Ausbreitungsgeschwindigkeit nimmt ab einer bestimmten Größe zu, die Risse wachsen zusammen. Ebenso wachsen Mikroporen, bilden Porenketten, von denen Mikrorisse ausgehen können. Wachsen Risse und Porenketten zusammen, kommt es zum Bruch der Probe. Dieser Schädigungsmechanismus dominiert in den üblichen Anwendungsbereichen von Hochtemperaturkomponenten [4], vgl. Bild 10.

2.3.3 Kriechbeschreibung

Thermisch aktivierte Änderungen von Gefügeständen treten bei jeder Spannung $\sigma > 0$ auf. Kriechen ist ein wichtiger werkstoffschädigender (und festigkeitsreduzierender) Prozess und somit lebensdauerbegrenzender Faktor in der Hochtemperatur-Anwendung [60]. Eine zuverlässige Beschreibbarkeit des Kriechverhaltens ist daher für Auslegung und Überwachung von Hochtemperaturkomponenten im Betrieb unabdingbar. Eine Darstellung erfolgt mit Hilfe der Kriechkurve, vgl. Bild 10 und Bild 11, sowie mit der Kriechgeschwindigkeit, Bild 12.

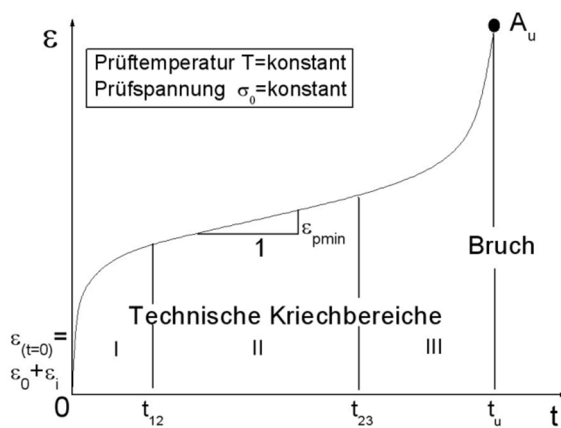


Bild 11. Darstellung der Kriechkurve mit technischen Kriechbereichen, schematisch [58].

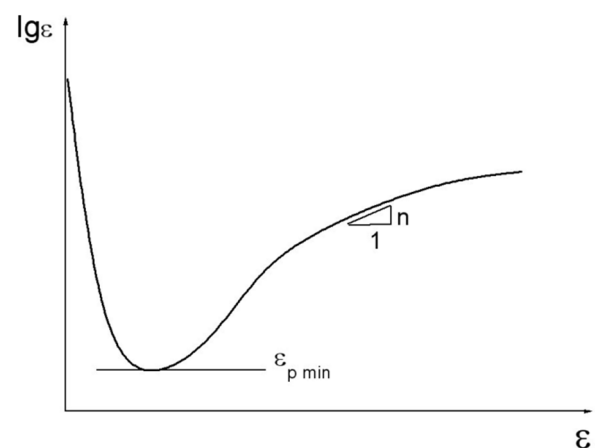


Bild 12. Darstellung der Kriechgeschwindigkeit über der Dehnung, schematisch [58].

Die Beschreibung des Kriechverhaltens von metallischen Werkstoffen geschieht mit Hilfe sog. Kriechgleichungen [49, 50, 60, 51, 61]. Diese lassen sich in ihrer Herangehensweise an die mathematisch abstrahierte Beschreibung eines Materialverhaltens in phänomenologische [49, 50] und konstitutive Kriechgleichungen [61, 62] unterscheiden. Während die phänomenologische Betrachtungsweise eine mathematische Formulierung der gemessenen Kriechverformung vornimmt, beschreiben konstitutive Gleichungen das Werkstoffverhalten auf Grundlage physikalischer und mikromechanischer Gesetzmäßigkeiten wie Ver- und Entfestigung und Erholung.

Beispiele für phänomenologische Kriechgleichungen, die im Zusammenhang mit dem Kriechverhalten von Gusseisen mit Kugelgraphit verwendet werden können, sind die Kriechbeschreibung nach Norton und die Kriechgleichung nach Norton-Bailey [25, 50].

Im Norton'schen Kriechgesetz

$$\dot{\epsilon}_{p \min} = K \cdot \sigma^n \quad (4)$$

wird die minimale Kriechgeschwindigkeit, die sich im sekundären Kriechbereich einstellt, in Relation zur anliegenden Spannung gesetzt, Bild 11 und Bild 12. Der Spannungsexponent n und die Konstante K sind temperaturabhängige

Materialkonstanten. Der Kriechmechanismus des Werkstoffs bei gegebener Temperatur und Spannung ist dabei am Spannungsexponenten zu erkennen. In der Literatur wird für einphasige Legierungen bei $n = 4...7$ Versetzungskriechen, für $n = 1...2$ Korngrenzengleiten und für sehr niedrige Spannungen bei $n \approx 1$ Diffusionskriechen angenommen [4]. Das Norton'sche Kriechgesetz wird häufig für Abschätzungen von Kriechverformungen bei mittleren und niedrigen Spannungen verwendet. Für jede Anwendungstemperatur muss eine Ermittlung der Konstanten K und n separat durchgeführt werden [63].

Während das Norton'sche Kriechgesetz nur das Verhalten im sekundären Kriechbereich abbildet, beschreibt die *Norton-Bailey-Kriechgleichung*

$$\varepsilon_f = K \cdot \sigma^n \cdot t^m \quad (5)$$

jeden Kriechbereich. Dies wird möglich durch Einbeziehen der Variable der Zeit in die Gleichung [64].

Beispielhaft für die Bestimmung der Parameter der Norton- Gleichung bei Gusseisen mit Kugelgraphit sei hier [25] genannt. Dort wurden Werte für den Spannungsexponenten von drei Werkstoffen GJS-400, GJS-400Mo (2,5 % Silizium, 0,5 % Molybdän) und GJS-400SiMo (3 % Silizium, 0,5 % Molybdän) bei einer Prüftemperatur von 450 °C ermittelt. Die Spannungsbereiche und errechnete Spannungsexponenten lassen bei den Werkstoffen GJS-400Mo und GJS-400SiMo auf den Mechanismus des Versetzungskriechens schließen, während der unlegierte GJS-400 ein Mischverhalten aus Korngrenzengleiten und Versetzungskriechen zeigt, Tabelle 1.

Tabelle 1. Aus Kriechversuchen bei 450 °C ermittelter Spannungsexponent der Norton-Bailey-Gleichung an drei GJS-Legierungen [25].

Werkstoff	Spannungsbereich	n
GJS-400	40 – 105 MPa	2,51
GJS-400Mo	90 – 185 MPa	6,50
GJS-400SiMo	100 – 190 MPa	4,60

Die Gleichungen (4) und (5) werden eher für ingenieurmäßige Abschätzungen sowie für große FEM-Rechenmodelle eingesetzt. Leistungsfähige Kriechgleichungen ermöglichen eine genaue Modellierung der drei technischen Kriechbereiche. Dazu sei auf die Literatur verwiesen [49, 50, 51, 60, 64].

2.3.4 Zeitstandverhalten

Die in 2.3.2 beschriebene Schädigung während des Kriechvorgangs führt zur Absenkung der Festigkeitswerte abhängig von Werkstoff, Temperatur, Prüfspannung und Beanspruchungszeit. Daher ist zur Bauteilauslegung das Zeitstandverhalten des verwendeten Werkstoffs von besonderem Interesse. Die Literatur, welche sich mit dem

Kriechverhalten von GJS beschäftigt, fokussiert sich primär auf die Wirkung verschiedener Legierungselemente auf die Zeitstandfestigkeit [11, 25, 52, 53, 57, 65, 66].

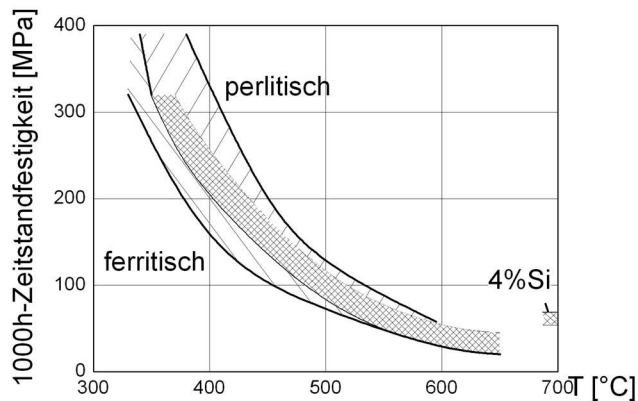


Bild 13. 1 000 h-Zeitstandfestigkeit von ferritischem und perlitischem GJS, temperaturabhängig, nach [30].

tischem Grundgefüge nähert sich dem des ferritischen Gefüges bei steigender Temperatur an, Bild 13 [30]. Es wird daher der Einsatz von ferritischem und bei wesentlich höheren Temperaturen als 450 °C bainitischem oder austenitischem Gusseisen empfohlen [11].

Grundsätzlich wird im Zeitstandbereich von der Verwendung von perlitischem Gusseisen abgeraten, da keine Gefügestabilität gewährleistet werden kann. Die Auflösung von Perlit in Ferrit und Graphit führt zu einer Volumenzunahme [30]. Auslagerungsversuche bei 500 °C zeigen, dass sich nach ca. 100 Tagen (2 500 h) un-stabilisierter Perlit vollständig in Ferrit umgewandelt hat [65]. Das Kriechverhalten von GJS bei perli-

Da unterschiedliche Schmelzen und Chargen des gleichen Werkstoffs aufgrund abweichender chemischer Zusammensetzung, Einsatzstoffen oder Wärmebehandlungs-routinen streuen können, ist es wichtig, Mittelwerte und Streubandgrenzen zur Verfügung zu haben, an denen sich die Auslegung orientieren kann. Im Zeitstandschaubild werden aus den Versuchswerten geglättete Mittelwertkurven für Zeitstandfestigkeiten R_{utT} und Zeitdehngrenzen $R_{p\sigma T}$, für jeweils eine Prüftemperatur dargestellt.

Betrachtet man mehrere Schmelzen und mehrere Temperaturen, so ist es möglich, Zeitdehn- bzw. Zeitstandgrenzen mit Hilfe eines sog. Zeittemperaturparameters in einer Meisterkurve zu bündeln, Bild 14 und Bild 15. Voraussetzung für eine sinnvolle Zusammenfassung der Daten ist die Theorie, dass Gefüge verändernde Vorgänge mit steigender Temperatur schneller ablaufen und so eine begrenzte Extrapolation von Zeitstandverhalten auf Grundlage kürzerzeitiger Versuche möglich ist.

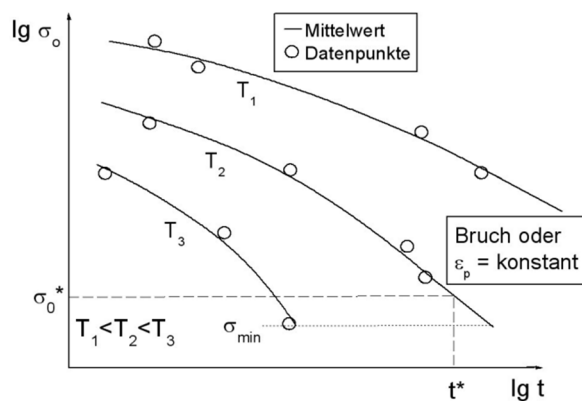


Bild 14. Schar von Zeitstandkurven verschiedener Temperaturen, schematisch nach [67].

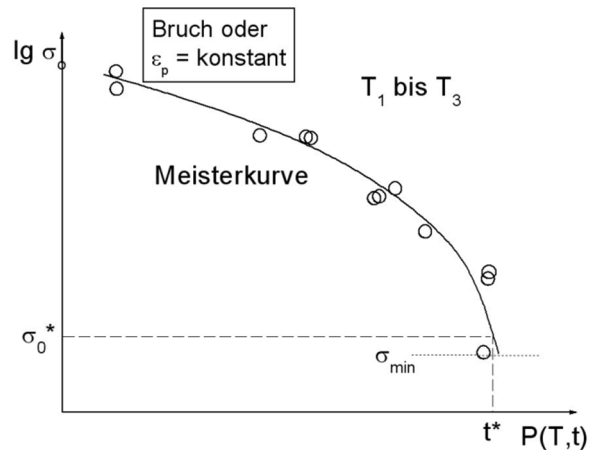


Bild 15. Aus den Werten der Zeitstandfestigkeit mit einem Zeittemperaturparameter zusammengefasste Meisterkurve, schematisch nach [67].

Ein vielfach eingesetzter Parameter wurde von *Larson und Miller*

$$P_{LM} = T \cdot (C + \lg t) \quad (6)$$

entwickelt [67], der den Zusammenhang von absoluter Temperatur und Bruchzeit t_u bzw. Dehngrenzwert t_{px} und einer werkstoffabhängigen Konstante beschreibt.

2.3.5 Steigerung der Kriech- und Zeitstandfestigkeit

Zur Steigerung der Kriechfestigkeit von Werkstoffen stehen zwei Mechanismen zur Verfügung:

- Mischkristallhärtung und
- Teilchenhärtung.

Mischkristallhärtung

Werden Fremdatome in den Mischkristall eingebracht, überlagern ihre Spannungsfelder die bereits vorhandenen inneren Spannungen durch Versetzungen additiv. Sie erhöhen dadurch die für das Kriechen notwendige äußere Spannung. Die Wirksamkeit der Mischkristallhärtung ist abhängig von der Fremd- und der Mischkristallatomsorte, der anliegenden Spannung und der Temperatur.

Eine direkte Wechselwirkung der Fremdatome mit Versetzungen ist bei interstitiellen Elementen ab $0,4 T_s$ nicht mehr gegeben, da sich die Fremdatome gleichmäßig im Gitter verteilen und nicht in Form von Cottrell-Wolken anreichern. Auch Einlagerungsatome bieten keinen Widerstand, da sie bei erhöhten Temperaturen beweglicher sind als die Versetzungen selbst. Lediglich Substitutionsatome sind starre Hindernisse, da sie sich nicht bewegen. Der Härtungseffekt der dielastischen Wechselwirkung von

Substitutionsatom und Versetzung ist stärker als der Effekt des Atomgrößenunterschieds, der sich nur auf Stufenversetzungen bezieht.

Fremdatome im Mischkristall beeinflussen weiterhin wesentliche Werkstoffparameter, wie den wirksamen Diffusionskoeffizienten. Je geringer dieser ist, desto schwerer fällt es den Versetzungen, sich aus den Verzerrungsfeldern der sich nur langsam bewegend Fremdatome loszureißen. Fremdatome senken auch den Korngrenzendiffusionskoeffizienten, der für den Coble-Mechanismus und das Korngrenzengleiten geschwindigkeitsbestimmend ist. Beispiele sind Wolfram und Aluminium.

Die Solidustemperatur wird durch die Zugabe von Fremdatomen herabgesetzt. Ebenso werden die elastischen Moduln E und G und die Stapelfehlerenergie durch Legieren verändert [4].

Das Wirtsgitter von Gusseisen mit Kugelgraphit besteht aus Eisen-Atomen. Die typischerweise eingesetzten Legierungselemente, die den Effekt der Mischkristallhärtung hervorrufen, sind Kohlenstoff und Silizium. Außerdem verwendet werden unter anderem Kobalt und Nickel.

Kohlenstoff und Silizium bilden aufgrund ihrer geringeren Atomradien mit dem Eisengitter einen Einlagerungsmischkristall. Der härtende Effekt ist vor allem bei Versuchen bei RT bis 450 °C gut zu erkennen, mit zunehmender Temperatur klingt er deutlich ab, Bild 16, [65]. Obwohl bei höheren Temperaturen dieser Effekt deutlich nachlässt, ist Silizium ein beliebtes Element, was mit Gehalten von mehr als 4 % Korrosions- sowie Zunder- und Oxidationsbeständigkeit und ein weitgehend ferritisches Gefüge gewährleistet. Es wird vereinzelt beschrieben, dass Silizium durch Aluminium als Korrosionsschutz ersetzt werden kann [30].

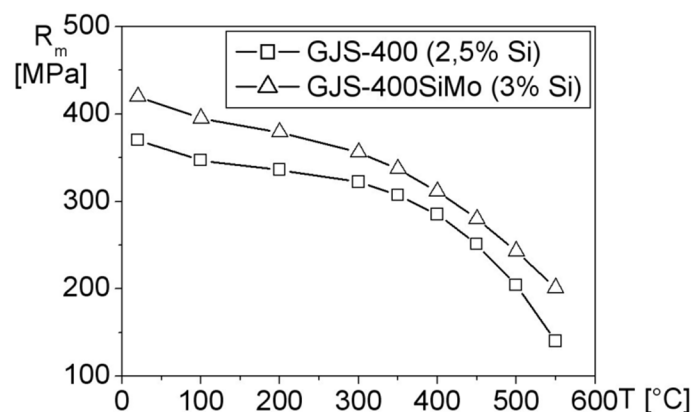


Bild 16. Abhängigkeit der Zugfestigkeit zweier GJS-Legierungen von Temperatur und Silizium-Gehalt, nach [25].

Nickel und Kobalt bilden ebenfalls einen Mischkristall mit dem Eisengitter. Bedingt durch den wesentlich größeren Atomradius handelt es sich hierbei um Substitutionsmischkristalle.

Der den Mischkristall härtende Effekt von Nickel ist deutlich schwächer, so dass der Schmelze mehr zugegeben werden muss, um die gleiche Festigkeitssteigerung

zu erreichen [11]. Während die Effekte von Nickel und Silizium in einer GJS-Schmelze schon nach kurzen Versuchszeiten zu erkennen sind, macht sich der positive

Effekt der Mischkristallhärtung durch Kobalt auf die Kriechfestigkeit erst bei höheren Temperaturen, längeren Zeiten und geringeren Spannungen bemerkbar [57].

Teilchenhärtung

Das wirksamste Mittel, Versetzungen in ihrer Bewegung zu behindern ist das Einbringen von Teilchen einer zweiten Phase. Die durch sie entstandenen Reibspannungen können die Kriechgeschwindigkeit teilweise so stark reduzieren, dass die Diffusion zu dem die Geschwindigkeit bestimmenden Mechanismus wird. Die Höhe der Reibspannung hängt vom Wechselwirkungsmechanismus zwischen Teilchen und Versetzungen (Orowan-Mechanismus [4]), der anliegenden äußeren Spannung, dem Teilchenvolumen und -durchmesser und der Temperatur ab.

Beim Vorgang der Kaltverformung können Teilchen von Versetzungen geschnitten oder umgangen werden. Dies erfordert eine werkstoffspezifische Mindestspannung, die Orowan-Spannung. Wird sie nicht erreicht, stauen sich die Versetzungen vor den Teilchen auf und kommen zum Stillstand. Bei hohen Temperaturen aber können die Versetzungen auch bei geringeren Spannungen durch Überklettern der Teilchen ihre Bewegung fortsetzen. Je höher die Temperatur ist, desto leichter können die Teilchen überklettert werden. Dieser Vorgang läuft diffusionsgesteuert ab und bestimmt die Geschwindigkeit des Kriechens. Zunehmende Größe und Volumenanteil der Teilchen erhöhen die Orowan-Spannung und verschieben somit den Wechsel zwischen zeitunabhängigem Passieren der Teilchen und zeitabhängigem Überklettern hin zu höheren Spannungen.

Ein weiterer Effekt der Teilchen ist die Verzögerung des Erholungsvorgangs. Versetzungen müssen für eine weitere Bewegung die Teilchen überklettern und benötigen so mehr Zeit, um sich gegenseitig auszulöschen. Dies reduziert die Kriechgeschwindigkeit ebenfalls.

Bei der technischen Anwendung von teilchengehärteten Legierungen kann man einen Rückgang des Härtungseffekts beobachten. Dieser wird auf die Ostwald-Reifung, eine Teilchenvergrößerung, zurückgeführt. Dispersionsgehärtete Legierungen können die Wechselwirkungen aufgrund der sehr geringen Löslichkeit der Teilchen in der Matrix lange aufrechterhalten. Als Beispiel seien sog. ODS-Superlegierungen angeführt. Die Versetzungen „kleben“ an den Teilchen und benötigen eine ausreichend hohe Spannung, um diese zu überklettern. Bereits mit einem Volumenanteil von 2 % erreicht man eine fein verteilte Phase mit einer Teilchengröße von 20 – 40 nm mit geringen Teilchenabständen. Diese sind in der Lage, Versetzungskriechen zu reduzieren. Sinkt die äußere Spannung so weit, dass nur Diffusionsvorgänge stattfinden, sind die Dispersionsteilchen allerdings wirkungslos.

Die Kriechverläufe teilchengehärteter Legierungen weichen zum Teil deutlich von der idealen Kriechkurve ab, da sich mehrere Effekte überlagern können. Dies sind bei-

spielsweise Korrosionsvorgänge, ein Spannungsanstieg in der Probe aufgrund dehnungsbedingter Querschnittsabnahme, Veränderungen in der Versetzungsstruktur, Poren- oder Rissbildung und die Veränderung der Teilchen [58, 68].

Im Gusseisen mit Kugelgraphit werden die Elemente Molybdän, Chrom, Niob und Vanadium als Karbidbildner zur Teilchenhärtung eingesetzt [11].

Molybdän scheidet sich im Gefüge als sehr stabile feine Molybdän-Karbide aus, die nicht koagulieren [11]. In Kombination mit Silizium wird Molybdän in ferritischen SiMo-Werkstoffen bis 820 °C eingesetzt [30]. Molybdän bildet neben den sehr stabilen Karbiden große Mo-Fe-Ausscheidungen, die die Verformungsfähigkeit des Werkstoffs deutlich herabsetzen. Als Legierungselement bis 1 % verbessert es die Kurz- und Langzeiteigenschaften des GJS ab 350 °C im gesamten Temperaturbereich [30, 52].

Ein Vergleich von Schmelzen aus GJS-400, GJS-400Mo und GJS-400SiMo, chemische Zusammensetzung Tabelle 2, zeigt, dass SiMo-legiertes Gusseisen mit Kugelgraphit dem unlegierten GJS-400 im Kriechversuch deutlich überlegen ist, Bild 17 und Bild 18 [25].

Tabelle 2. **Ermittelte chemische Zusammensetzung der Versuchswerkstoffe GJS-400 und GJS-400SiMo aus [25], Angaben in Massen-%.**

Werkstoff	C	Si	Mn	P	S	Mg	Cr	Mo
GJS-400	3,540	2,547	0,166	0,028	0,005	0,047	0,030	0,009
GJS-400SiMo	3,360	3,097	0,197	0,031	0,003	0,074	0,028	0,507

Molybdän wird auch in Kombination mit Kupfer oder Chrom eingesetzt. Im Bereich bis 100 h Belastungsdauer stabilisiert Chrom den Perlit so weit, dass diese Legierung einem ferritischen GJS kurzzeitig überlegen ist [52]. Eine GJS-Schmelze mit Molybdän in Verbindung mit Vanadium und einer Wärmebehandlung, die auftretenden Perlit und Sonderkarbide entfernt, weist im Vergleich zum unlegierten Werkstoff eine signifikant höhere Zeitstandfestigkeit mit gleichzeitig ausreichend hoher Dehnung auf [11]. In der Literatur findet sich hier der Hinweis, dass zu viele Karbidbildner in einer GJS-Schmelze bei hohen Abkühlungsgeschwindigkeiten zu unerwünschter Ledeburitbildung führen können [52].

Niob und Vanadium bilden mit dem in der Schmelze gelösten Kohlenstoff blockartige oder nadelige Monokarbide. Sie finden sich wahllos im Gefüge verteilt, in Körnern und an den Korngrenzen. Dort sind sie Hindernisse für Versetzungen und verringern das Korngrenzengleiten [69, 70].

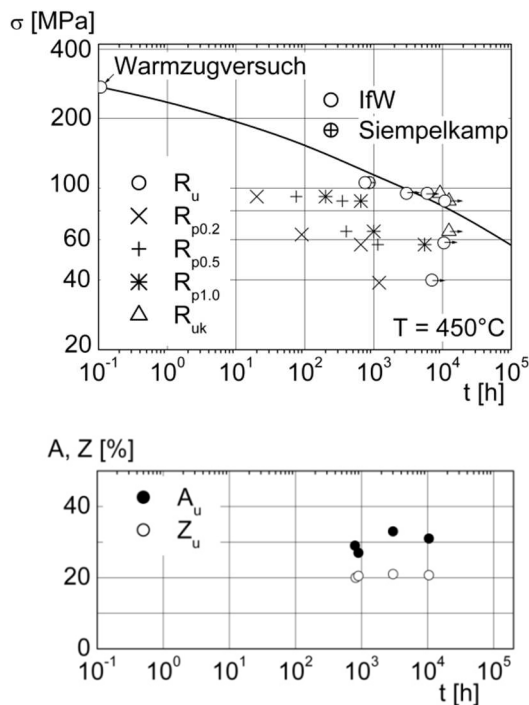


Bild 17. Zeitstand- und Zeitdehnverhalten sowie Bruchverformungsvermögen von GJS-400 bei 450°C, nach [25].

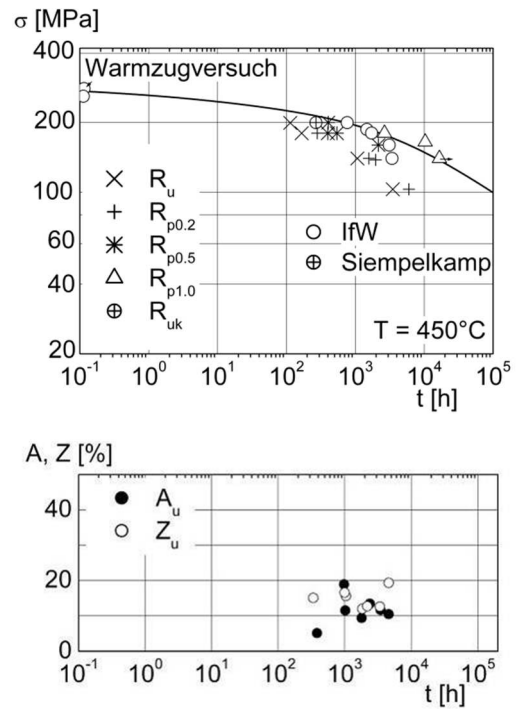


Bild 18. Zeitstand- und Zeitdehnverhalten sowie Bruchverformungsvermögen von GJS-400SiMo bei 450°C, nach [25].

2.4 Einflussgrößen des Gusseisens mit Kugelgraphit auf mechanische Eigenschaften

2.4.1 Einfluss der Legierungselemente auf Gefüge und Kurzzeiteigenschaften

Die mechanischen Eigenschaften des GJS werden maßgeblich von seiner Mikrostruktur bestimmt. Diese ist ein Produkt aus Gießprozess und Legierungszusammensetzung, Bild 19.

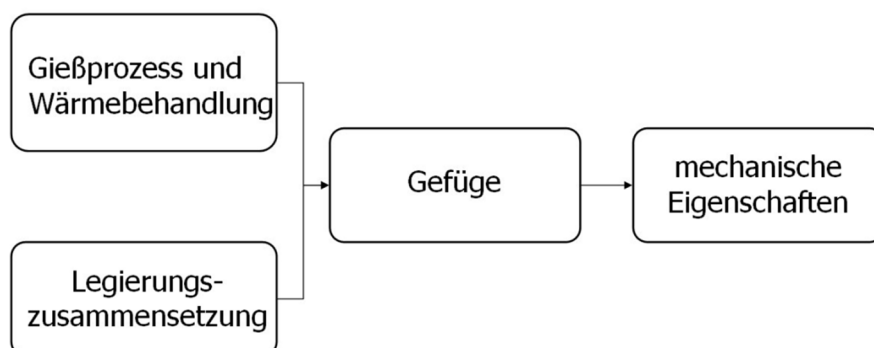


Bild 19. Schematische Darstellung des Zusammenhangs zwischen Gießprozess (und Wärmebehandlung), Legierungszusammensetzung, Gefüge und mechanischen Eigenschaften.

Das Gefüge des GJS setzt sich, wie in Kap. 2.1. beschrieben, aus Eisen-Mischkristall, Graphit und Ausscheidungen zusammen. Ein Überblick über die Zusammenhänge zwischen Gefügeparametern, ihrer Einstellung und Auswirkung auf bei einer Legierungsentwicklung gewünschte Eigenschaften ist in Tabelle 3 gegeben.

Bei der Untersuchung verschiedener GJS-Legierungen ist immer auch die Einbeziehung des Gießprozesses notwendig. So kann durch Variation des Gießprozesses bei gleicher chemischer Zusammensetzung unterschiedliches Gefüge mit unterschiedlichen Eigenschaften erzeugt werden. Eine verlässliche Schlussfolgerung der mechanischen Eigenschaften allein aus der Legierungszusammensetzung ist daher nicht möglich.

Aufgrund vieler Beobachtungen und Schmelzversuche kann man qualitative Aussagen über die Wirkung einzelner Legierungselemente auf den Erstarrungsverlauf von Eisenwerkstoffen und damit auf die Ausprägung der Gefügeart treffen, Bild 20 [5]. Dabei kann auch auf Erkenntnisse aus dem Stahlguss zurückgegriffen werden, da der Anteil des Kohlenstoffs im Eisen-Mischkristall des Gusseisens dem Stahl vergleichbar ist.

Die wichtigste Wirkung von Legierungselementen auf das Erstarrungsverhalten im Fe-C-Diagramm geschieht über die Ausscheidungsart des Kohlenstoffs und somit auf das Ferrit-Perlit-Verhältnis. Je nach Sättigungsgrad und Zusammensetzung der Schmelze sowie der Erstarrungs- und Abkühlbedingungen aufgrund des Herstellungsprozesses wandelt sich das austenitische Gefüge stabil in Ferrit und Graphit oder metastabil in Perlit und Graphit um.

Tabelle 3. Zusammenhänge zwischen Gefügeparametern und ihren Auswirkungen auf ausgewählte mechanische Eigenschaften.

Erwünschte Eigenschaft	Kurzzeitfestigkeit	✓		✓	
	Verformungsfähigkeit	✓		✓	✓
	Kriechfestigkeit	✓	✓	✓	✓
	Ermüdungsfestigkeit	✓	✓	✓	✓
	Gefügestabilität	✓			✓
Werkstoff		Eisen-Mischkristall	Korn	Graphit	Ausscheidungen
Ausprägung (Beispiele)		Perlit Ferrit	Grob Fein	Form Anzahl Größe	Art Form Größe Anzahl
Parameter	Legierungselemente	✓		✓	✓
	Abkühlung	✓	✓	✓	✓
	Impfen	✓	✓	✓	
	Mg-Behandlung			✓	

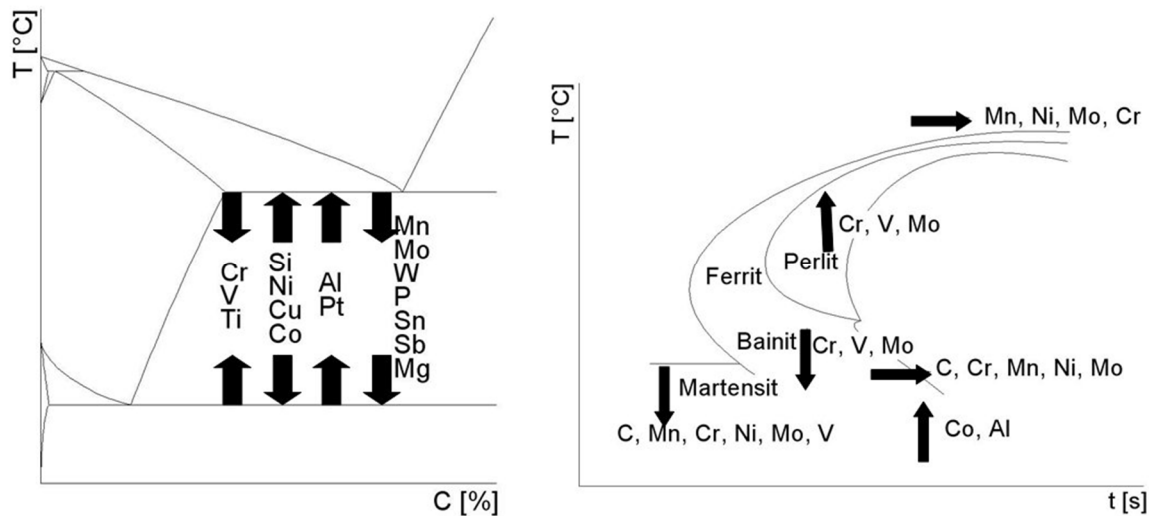


Bild 20. Fe-C-Diagramm [72] und ZTU-Schaubild [5] mit den wichtigsten Legierungselementen im GJS und den Wirkungen in Bezug auf die Umwandlungstemperaturen.

Grundsätzlich beeinflusst jede Maßnahme, die eine Verlangsamung der Kohlenstoff-Diffusion zur Folge hat, den Erstarrungsablauf in Richtung eines metastabilen Gleichgewichts. Dies kann durch die Absenkung der Umwandlungstemperatur, einer Unterkühlung der Schmelze, durch die Diffusion blockierende Elemente wie Kupfer (Cu) und Zinn (Sn) oder durch die Zugabe von Elementen erfolgen, die den Kohlenstoff in Karbiden binden [71]. Erwünscht ist bei GJS die stabile Erstarrung mit Ausscheidung des Kohlenstoffs als Graphit. Die chemischen Elemente Stickstoff (N), Wasserstoff (H), Bor (B), Selen (Se), Tellur (Te), Arsen (As), Zink (Zn), Cer (Ce), Magnesium, Wismut (Bi), Blei (Pb) und Chrom (Cr) begünstigen in unterschiedlich starkem Maße die metastabile Erstarrung während Aluminium (Al) und Silizium einen stabilisierenden Effekt auf die Erstarrung haben [72].

Von besonderer Bedeutung ist das Seigerungsverhalten der Legierungselemente in der Schmelze, da sich dadurch Konzentrationen ergeben können, die sich deutlich von der Zusammensetzung des umgebenden GJS unterscheiden und somit Einfluss auf das lokale Erstarrungsverhalten haben. Silizium, Kupfer, Nickel und Aluminium seigern negativ, die Schmelze verarmt an diesen Elementen. Sie bilden mit dem Kohlenstoff keine Karbide. Chrom, Molybdän und Mangan reichern sich im Zementit oder wie Phosphor und Schwefel in der Restschmelze an [11]. Die Stabilität des Zementits ist abhängig von der Stabilisierungsfähigkeit der in ihm gelösten Elemente.

Durch das Ferrit-Perlit-Verhältnis nehmen die Legierungselemente Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften. Die beiden Gefügebestandteile sind durch den Effekt der Mischkristallhärtung im Ferrit und über eine Verringerung des Lamellenabstands des Perlits in ihrer Festigkeit beeinflussbar [73].

Kohlenstoff und Silizium

Die Eigenschaften der Legierung hängen ganz entscheidend vom Kohlenstoff-Gehalt ab [11, 74]. Je geringer dieser ist, desto höher sind Härte, Zähigkeit und Festigkeit. Vor allem die 0,2 %-Dehngrenze fällt mit zunehmendem Graphitanteil ab [22]. Andererseits erleichtert ein steigender Kohlenstoff-Gehalt fehlerfreies Vergießen der Schmelze. Die optimale Zusammensetzung ist daher ein Kompromiss und lässt sich anhand des *Sättigungsgrades*

$$S_c = \frac{\%C_{\max}}{4,3 - \frac{1}{3}(\%Si + \%P)} \quad (7)$$

ermitteln. Der Sättigungsgrad S_c , hier beispielhaft anhand einer Formel ausgeführt, ist ein Maß für die Nähe der Schmelze zur eutektischen Zusammensetzung und damit auch für die Art der Kohlenstoffausscheidung im Gefüge [11].

Das Eutektikum des binären Phasensystems Eisen-Kohlenstoff liegt bei 4,3 % Kohlenstoff. Mit zunehmendem Silizium-Gehalt wird das Eutektikum zu geringeren Kohlenstoff-Gehalten verschoben [11]. Silizium wirkt graphitisierend und erhöht den Anteil des Ferrits an der Grundmasse. Es lagert sich in das Eisengitter ein und härtet den Mischkristall [73], siehe Kap. 2.1. Es erhöht mit zunehmendem Gehalt die kritische A_{c1} -Temperatur (eutektoide Temperatur), Bild 20 und weitet die Linie PSK zu einem Intervall auf, Bild 21, um 50 – 60 °C je 1 % Silizium [75].

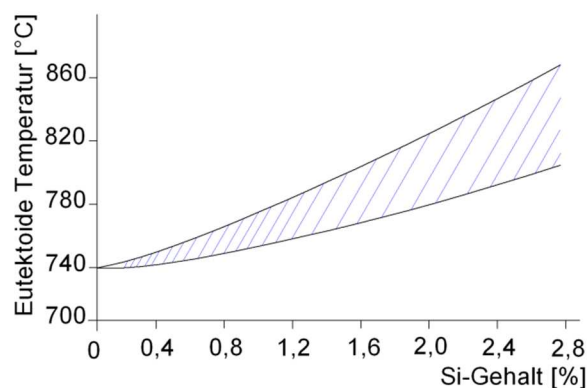


Bild 21. Einfluss des Siliziums auf die eutektoide Temperatur nach [11].

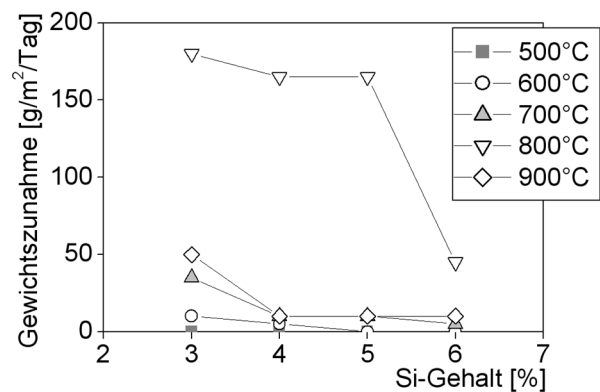


Bild 22. Einfluss des Silizium-Gehalts auf das Oxidationsverhalten von GJS nach [78].

Silizium wird Gusseisen für Anwendungen bei hohen Temperaturen zugegeben, um die Zunder- und Volumenbeständigkeit zu verbessern. Bei einem Gehalt ab 4,5 % kann von einer vollständigen Zunderbeständigkeit gesprochen werden [75], Bild 22. Bei Gehalten oberhalb 14 % Silizium ist das Gusseisen korrosionsbeständig in schwefel- und salpetersäurehaltigem temperaturbeaufschlagtem Milieu [76].

In Kombination mit Chrom wird Silizium bei Gehalten bis zu 0,1% Stählen zulegiert, um eine Oxidationsbeständigkeit zu erreichen [77, 78].

Im Rahmen einer Reihe von Veröffentlichungen, die in [11] zusammengefasst sind, wurde ein Zusammenhang zwischen Kurzzeiteigenschaften, ermittelt im Zugversuch bei RT, Silizium-Gehalt und Gefüge dargestellt, Bild 23. Es ist der Effekt der Mischkristallhärtung im ferritischen Gefüge anhand von Härte- und Festigkeitsanstieg zu erkennen. Durch seine ferritisierende Wirkung reduziert Silizium mit zunehmender Konzentration den Perlitanteil des perlitischen Sphäroguss, was einen Abfall der Festigkeit des perlitisch-ferritischen GJS zur Folge hat.

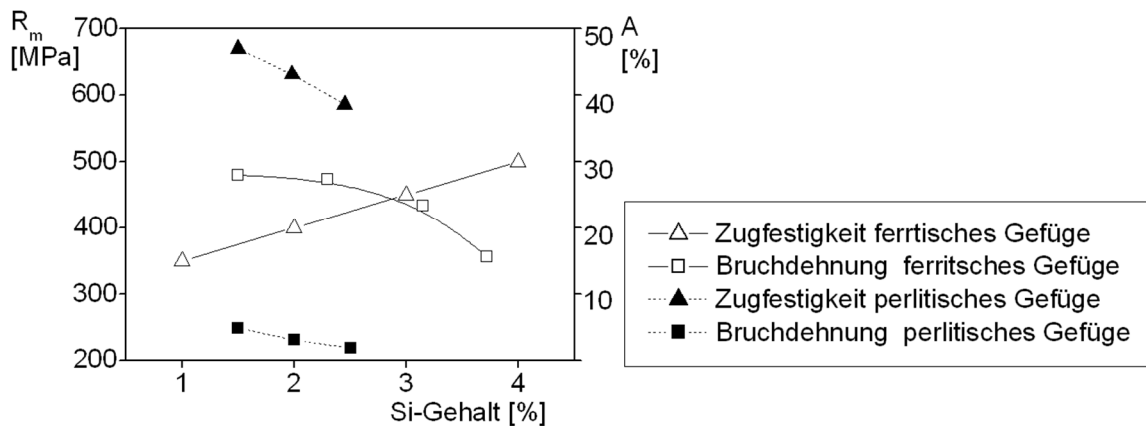


Bild 23. Einfluss des Silizium-Gehalts und des Gefüges auf die mechanischen Kurzzeiteigenschaften bei RT, nach [11].

Molybdän

Es wirkt karbidstabilisierend. Molybdän engt das Austenitgebiet ein und setzt die Umwandlungstemperatur herab, Bild 20. Dadurch verlangsamt es die Umwandlung von Austenit zu Perlit. Bei geringen Molybdän-Gehalten kann man daher einen ferritisierenden Einfluss feststellen. Die Umwandlung zu Ferrit wird erst bei höheren Gehalten behindert [79]. Die Perlitumwandlung kann dabei so stark verdrängt werden, dass sich aus dem Austenit direkt Bainit oder Martensit bildet, noch in Anwesenheit von Ferritsäumen um die Graphitkugeln.

Molybdän-legiertes GJS ist besonders härtbar, da es die Zeitspanne für die Martensit- und Bainitumwandlung auf Kosten des Perlits erhöht und die M_s -Temperatur senkt [11]. Eisen-Molybdän-Ausscheidungen nach Art M_6C zeigen im Schliff ein skelettartiges Aussehen und sind sehr temperaturstabil. Bei einer Glühbehandlung ist es zwar möglich, diese Ausscheidungen zu koagulieren, eine Auflösung gelingt allerdings nicht. Außerdem finden sich im Gefüge Molybdän-legierter GJS-Varianten feinverteilte Molybdän-Karbide, die ebenfalls sehr temperaturstabil sind. Reagiert das zulegierte Molybdän mit dem Phosphor in der Schmelze, so wird es für die Karbid- und Mischkristallbildung unbrauchbar [71]. Molybdän konnte in Molybdän-legiertem GJS im Austenit nachgewiesen werden, es bildet mit Eisen einen Mischkristall [80].

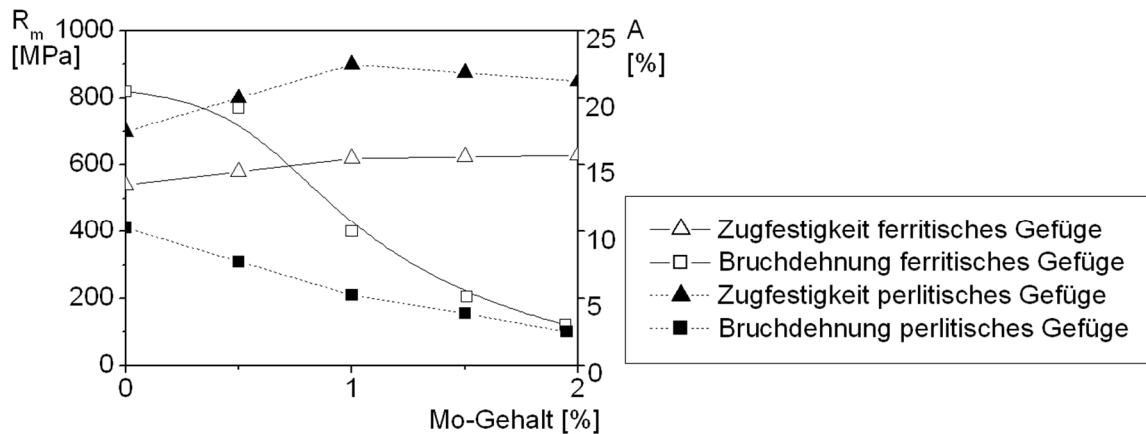


Bild 24. Einfluss des Molybdän-Gehalts und des Gefüges auf die mechanischen Eigenschaften bei RT, nach [70].

Der Einfluss von Molybdän auf die Kurzzeiteigenschaften kann in Zugversuchen bei Raumtemperatur dargestellt werden, [Bild 24](#) [70]. Festigkeit und Härte steigen mit zunehmendem Molybdän-Gehalt, unabhängig davon, ob es sich um ferritisches oder perlitisches Gefüge handelt. Mit Zunahme der Festigkeit sinkt die Dehnung ab.

Kobalt

Kobalt bildet mit Eisen einen Substitutionsmischkristall und kann den Ferrit durch den Mechanismus der Mischkristallhärtung beeinflussen. Es bildet keine Karbide [57, 70]. In [57] konnte kein bis ein leicht positiver Effekt auf die Kugelform festgestellt werden. Das Gefüge war in dieser Publikation bei einer Zugabe von 6 % Kobalt rein ferritisch. Es konnte außerdem festgestellt werden, dass Kobalt die Anzahl der Sphärolithen erhöht und deren Durchmesser verringert.

Wird der Schmelze zusätzlich Niob zugefügt, ist dieser Effekt aber nicht mehr sichtbar. Der Einfluss des Kobalt-Gehalts auf die Kurzzeiteigenschaften im Zugversuch bei Raumtemperatur, unter Berücksichtigung des Gefüges, ist in [Bild 25](#) zu sehen. Mit zunehmender Konzentration steigen Festigkeit und Härte aufgrund der Mischkristallhärtung an. Die Dehnung nimmt trotz Verfestigung durch die ferritisierende Wirkung zu. Im Bereich der warmfesten Stähle konnte immer wieder festgestellt werden, dass Kobalt-legierte Varianten bei der Herstellung zu unerwünschten Warmrissen neigen [81].

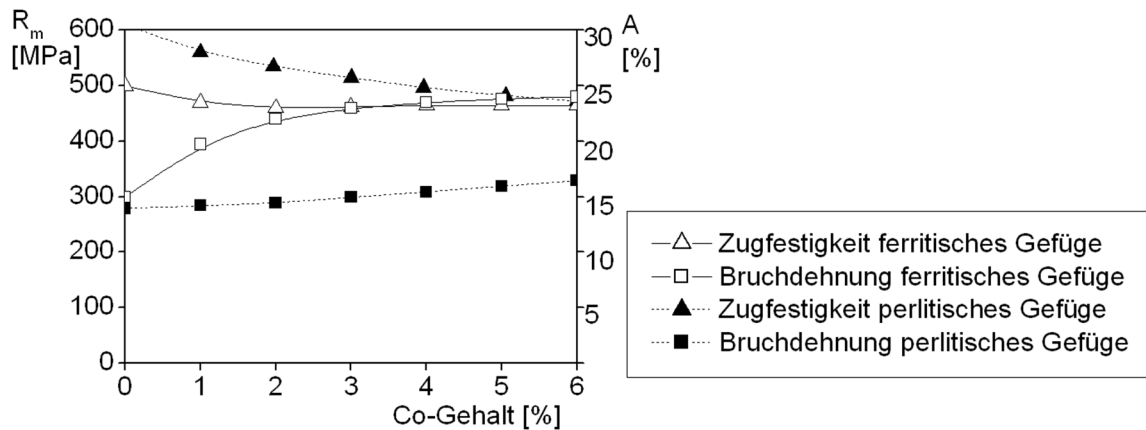


Bild 25. Einfluss des Kobalt-Gehalts und des Gefüges auf die mechanischen Eigenschaften bei RT, nach [70, 57].

Niob

Als starker Karbidbildner wird Niob in Stählen und verschleißfestem Gusseisen eingesetzt [80]. Es ist im Austenit praktisch unlöslich, konnte aber in der ferritischen Matrix in kleinsten Mengen gelöst gefunden werden [82], und bildet mit Kohlenstoff stabile und sehr harte (1500-2400HV) Karbide vom Typ MC (NbC) und Carbonitride [77], die gleichmäßig verteilt im Gefüge zu finden sind. Je nach Niob-Gehalt scheiden sich die Karbide fein nadelig oder kompakt aus. Es wird vermutet, dass die Behandlung der Schmelze zur Erzeugung von Kugelgraphit auch die Ausscheidungsform der Niob-Karbide hin zu kompakten Teilchen beeinflusst [83]. Niob-Karbide beeinflussen die Bildung anderer Karbide in der Schmelze, da sie sich bereits vor allen anderen Karbiden bilden, und so einen Großteil des in der Schmelze gelösten Kohlenstoffs konsumieren. So konnte beobachtet werden, dass mit zunehmendem Gehalt von Niob-Karbiden im Gefüge der Anteil an Karbiden vom Typ M_7C_3 zurückgeht [80, 84]. Die Niob-Karbide können als Keime eine Rolle spielen, da sie sich sehr früh in der Schmelze bilden. Ein Hinweis dafür kann sein, dass auch innerhalb von Graphitkugeln solche Karbide gefunden wurden [57].

Der Effekt des Legierungselements Niob auf Gusseisen und Stahl wird in der Literatur als ähnlich zu Vanadium beschrieben, Bild 20. Neben der Bildung von Karbiden scheint Niob die Größe der eutektischen Zellen und der Graphite zu verringern [85]. Durch seine Eigenschaft als Karbidbildner stabilisiert Niob den Perlit. Je mehr Niob zulegiert wurde, desto größer ist der Perlitanteil im Gefüge. Zusätze von mehr als 0,5 % können die Kugelbildung stören [80].

2.4.2 Einfluss der Legierungselemente auf Kriech- und Zeitstandverhalten

Wird Gusseisen mit Kugelgraphit im Hochtemperatur-Langzeitbereich eingesetzt, werden der Schmelze Legierungselemente zugegeben, um über möglichst lange Zeit eine Mischkristall- oder Teilchenhärtung zu gewährleisten, die Versetzungskriechen, Diffusionskriechen und Korngrenzengleiten verhindern oder zumindest reduzieren können. Den Mischkristall härten Kohlenstoff, Silizium, Mangan, Kobalt und Nickel, während Molybdän, Niob, Vanadium und Chrom Karbide bilden [11, 70, 86].

Unlegiertes ferritisches Gusseisen mit Kugelgraphit kann aufgrund der fehlenden stabilisierenden Elemente kaum langfristig bei höheren Temperaturen eingesetzt werden, Bild 26 und Bild 27, chemische Zusammensetzungen und Literaturstellen siehe Anhang 1. Der unlegierte GJS dient im Folgenden als Vergleichswert für die Steigerung der Zeitstandfestigkeiten und Zeitdehngrenzen durch Legierungszusätze. Die Larson-Miller-Regressionsrechnung erlaubt einen direkten Vergleich der Legierungsvarianten, hier beispielhafte Berechnung der Zeit bis zum Erreichen der 1 %-Zeitdehngrenze und des Probenbruchs bei den Versuchsparametern 500 °C und 100 MPa.

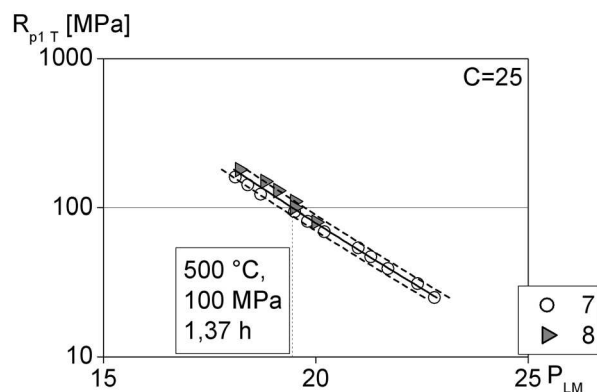


Bild 26. Meisterkurve nach Larson-Miller, unlegiertes ferritisches GJS, R_{p1T} . Daten aus Anhang 1.

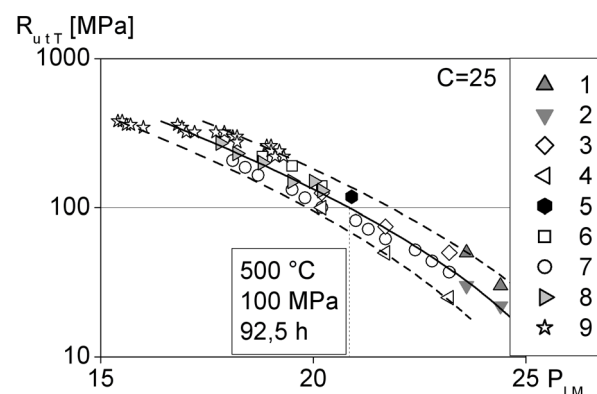


Bild 27. Meisterkurve nach Larson-Miller, unlegiertes ferritisches GJS, R_{uT} . Daten aus Anhang 1.

Silizium

Einen Vergleich Silizium-legierter GJS-Schmelzen mit dem unlegierten GJS-400 werden in Bild 28 und Bild 29 gezeigt. In [87] wird beschrieben, dass der den Mischkristall härtende Effekt des Siliziums bei Temperaturen oberhalb 500 °C schwächer wird.

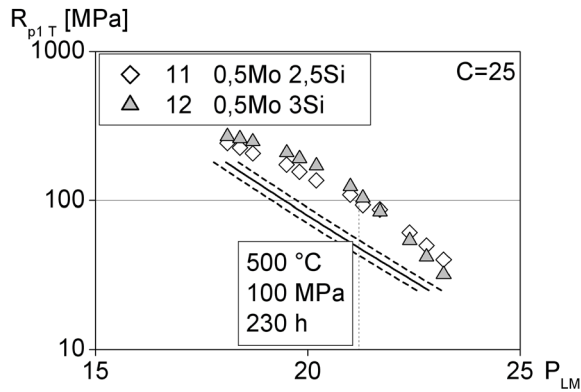


Bild 28. Einfluss von Silizium und Molybdän auf R_{p1T} . Daten aus Anhang 1, Mittelwertkurve und Streuband aus Bild 26.

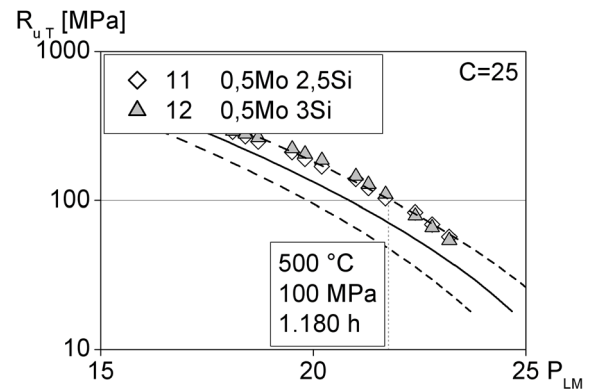


Bild 29. Einfluss von Silizium und Molybdän auf R_{uT} . Daten aus Anhang 1, Mittelwertkurve und Streuband aus Bild 27.

Nickel und Mangan

Nickel wirkt als Mischkristallhärter auch bei höheren Temperaturen. Sein Einfluss ist schwächer als der des Molybdäns, weswegen oft höhere Gehalte zulegiert werden. Anders als Molybdän scheidet sich Nickel nicht in Form von Karbiden aus, die die Zähigkeit des Werkstoffs herabsetzen.

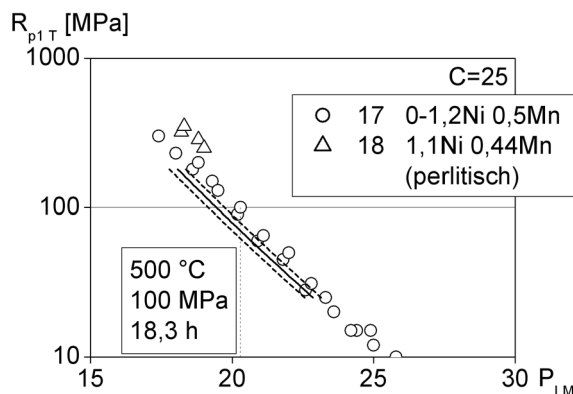


Bild 30. Einfluss von Nickel und Mangan auf R_{p1T} . Daten aus Anhang 1, Mittelwertkurve und Streuband aus Bild 26.

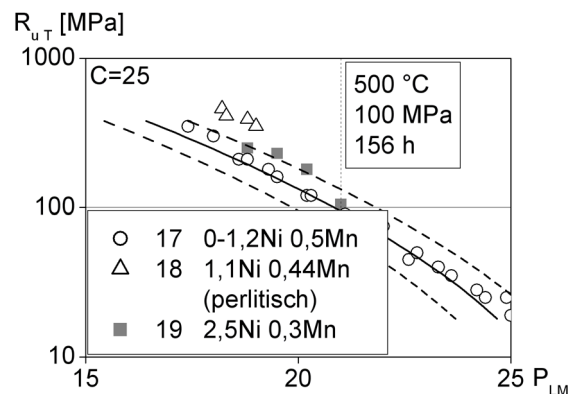


Bild 31. Einfluss von Nickel und Mangan auf R_{uT} . Daten aus Anhang 1, Mittelwertkurve und Streuband aus Bild 27.

Die den Mischkristall härtende Wirkung von Mangan ist schwächer als die von Nickel [11], [Bild 30](#) und [Bild 31](#). Es ist erkennbar, dass die verfestigende Wirkung vor allem bis zu einer bleibenden Dehnung von 1 % wirksam ist. Nickel und Mangan behindern also vornehmlich das Versetzungskriechen [88, 89].

Molybdän

Molybdän ist ein beliebter Zusatz in warmfestem GJS, [Bild 32](#) und [Bild 33](#). Die Molybdän-Ausscheidungen finden sich skelettartig an den Korngrenzen, erscheinen wie Perlit oder als feinverteilte Dispersoide im metallographischen Schliff [11, 90].

Der Einfluss des Molybdän auf die bleibende Dehnung von 1 % ist im Vergleich zum unlegierten GJS deutlich, [Bild 32](#). Molybdän steigert die Kriechfestigkeit. Der positive Einfluss auf die Zeitstandfestigkeit ist ebenfalls gut erkennbar, [Bild 33](#).

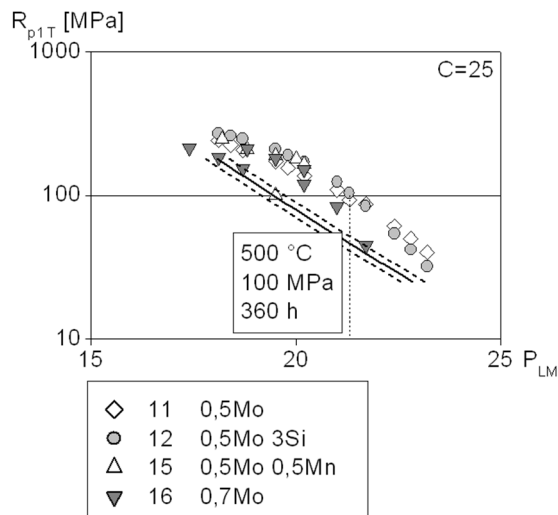


Bild 32. Einfluss von Molybdän auf R_{p1T} . Daten aus Anhang 1, Mittelwertkurve und Streuband aus [Bild 26](#).

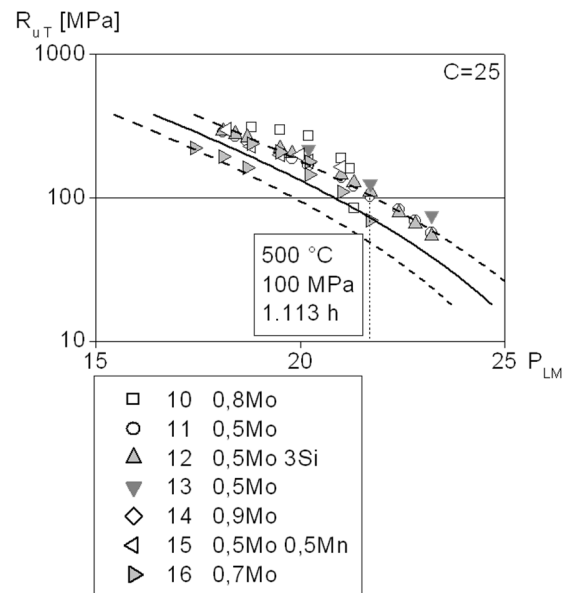


Bild 33. Einfluss von Molybdän auf R_{uT} . Daten aus Anhang 1, Mittelwertkurve und Streuband aus [Bild 27](#).

Vanadium

In der Literatur konnten mit Hilfe von Vanadium und Molybdän sehr gute Ergebnisse in Bezug auf Zeitdehn- und Zeitstandverhalten erzielt werden, [Bild 34](#) und [Bild 35](#). Die stabilen Monokarbide vom Typ VC scheiden sich an Korngrenzen und im Korn aus [11].

Niob und Kobalt

Die Wirkung von Niob-Zusätzen ist der von Vanadium ähnlich. Auch Niob bildet sehr stabile Karbide aus, die an Korngrenzen oder in Körnern, teilweise sogar in Graphitkugeln zu finden sind [57]. Je nach Gehalt sind die Karbide rund, nadelig oder kubisch und von unterschiedlicher Größe [80].

Über den Einfluss der sehr stabilen Niob-Karbide auf Kriech- und Zeitstandverhalten gibt es keine aktuellen Untersuchungen [57], [Bild 36](#).

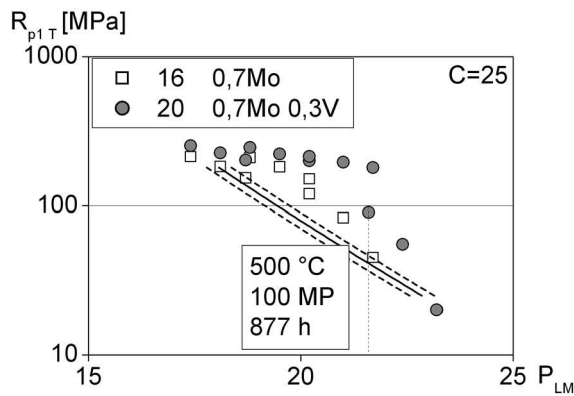


Bild 34. Einfluss von Vanadium auf R_{p1T} . Daten aus Anhang 1, Mittelwertkurve und Streuband aus Bild 26.

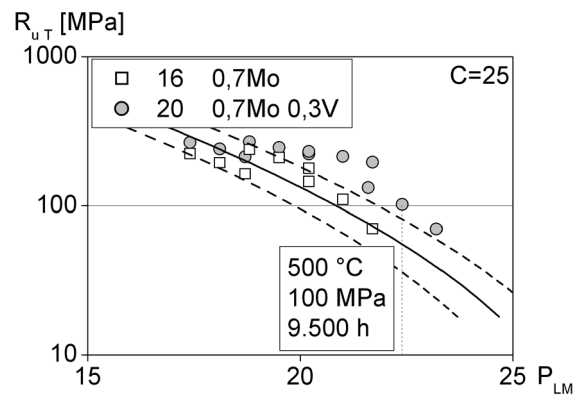


Bild 35. Einfluss von Vanadium auf R_{uT} . Daten aus Anhang 1, Mittelwertkurve und Streuband aus Bild 27.

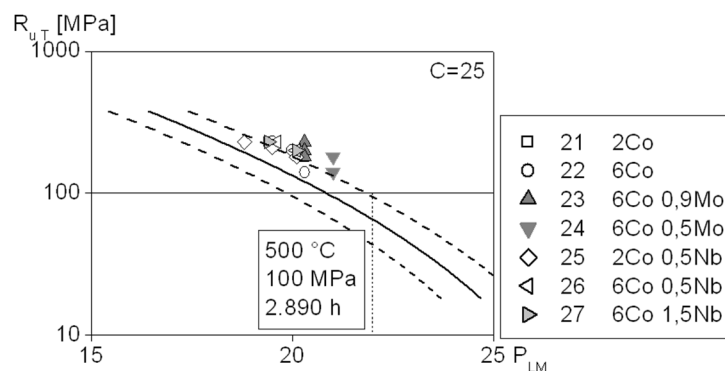


Bild 36. Einfluss von Kobalt und Niob auf R_{uT} . Daten aus Anhang 1, Mittelwertkurve und Streuband aus Bild 27.

Die Wirkung von Kobalt in GJS bei hohen Temperaturen ist nach wie vor weitgehend unklar [11, 57]. Seine ferritisierende Wirkung und die Fähigkeit, mit Eisen einen Mischkristall zu bilden, machen es für die Anwendung im Hochtemperaturbereich interessant. Dennoch ist eine ausgeprägte Festigkeitssteigerung, etwa als Ersatz für Silizium nicht erkennbar, Bild 36. Man verspricht sich in Anlehnung an die Legierungsentwicklung warmfester Stähle eine Verringerung der Diffusion in Kobalt-legierter Eisenmatrix [81]. Dies könnte sich im Bereich niedriger Spannungen und Temperaturen nach langen Standzeiten als vorteilhaft erweisen.

Zu den Einflüssen von Niob und Kobalt auf das Kriech- und Zeitstandverhalten besteht weiterer Forschungsbedarf.

2.4.3 Weitere Einflüsse auf Gefüge und mechanische Eigenschaften

Der Herstellungsprozess und die Waddicken der Gussteile haben einen erheblichen Einfluss auf Gefüge und mechanische Eigenschaften von GJS [11].

Herstellungsprozess

Zur Beurteilung der Güte des Gießprozesses werden regelmäßig Form und Anzahl der Graphite herangezogen [11, 30,91]. Diese stehen im direkten Zusammenhang des sog. Graphitkeimbildungspotentials der Schmelze, also der Anzahl der Partikel, aus denen potentiell ein Graphit hervorgehen könnte. Neben der chemischen Zusammensetzung wird das Graphitkeimbildungspotential von den Einsatzmaterialien, der Produktionscharge, den Voraussetzungen, unter denen das Material erschmolzen wird, vom Temperatur-Zeit-Verhältnis, der Handhabung der Form sowie der Impf- und Magnesiumbehandlung beeinflusst. Zu beachten sind ebenfalls die Anwesenheit von Reaktionsprodukten, die Atmosphäre im Schmelzofen, die Beschaffenheit der Schlacke und das Ofenalter [11, 30, 91]. Zur Bestimmung des Graphitkeimbildungspotentials sei auf die entsprechende Literatur verwiesen [91].

Abkühlungsgeschwindigkeit

Der Einfluss der Abkühlungs- und Erstarrungsgeschwindigkeit auf das Gussgefüge wird auch als Waddickeneinfluss bezeichnet [11].

Je höher die Wandstärke, desto geringer ist die Abkühlungsgeschwindigkeit. Dies hat zum einen Einfluss auf das sich bildende Grundgefüge zum anderen führen längere Erstarrungszeiten zum Abklingen der Magnesium-Behandlung, zu weniger und größeren Körnern und (teilweise entarteten) Graphiten sowie zu Seigerungen [7, 11, 91, 92, 93, 94, 95, 96, 97, 98]. Mit geeigneten Kühlvorrichtungen und einer abgestimmten Impfung und Magnesium-Behandlung kann das Gefüge in gewissen Grenzen an die Anforderungen an das Bauteil im Betrieb angepasst werden.

Es ist bei der Herstellung von Gusseisen mit Kugelgraphit für Anwendungen bei hohen Temperaturen wünschenswert, ein dichtes homogenes Gefüge mit runden Graphitkugeln und feinem ferritischem Korn einzustellen. Dies gewährleistet eine ausreichende Duktilität und Ermüdungsfestigkeit bei gleichzeitig guten Festigkeits- und Zeitstandeigenschaften. Grundlage dafür sind ein hohes Graphitkeimbildungspotential und eine optimale Erstarrung [99]. Aufgrund des statistischen Größeneinflusses auf das Dehnwechselverhalten ist gerade bei dickwandigen Bauteilen ein möglichst fehlerfreies Gefüge wünschenswert [100].

2.5 Fazit

Zusammenfassend lässt sich feststellen, dass Gusseisen mit Kugelgraphit ein sehr vielseitiger Werkstoff ist, der in einem breiten Temperaturspektrum für viele Anwendungen genutzt wird. Vor allem die Kurzzeiteigenschaften und das Ermüdungs- und Ermüdungsrisssverhalten bei Raumtemperatur werden in der Literatur ausführlich beschrieben. Legierungsentwicklung wurde bei GJS meist zur Optimierung der Kurzzeiteigenschaften betrieben oder im Rahmen der Schmelzbehandlung und Impfung. Besonders Erfolg versprechende Legierungselemente für ferritisches GJS im Hochtemperatureinsatz sind neben den oft eingesetzten Silizium und Molybdän vor allem Kobalt, was den Mischkristall auch bei Temperaturen über 500 °C verfestigen kann, und Niob, dessen Ausscheidungen sich gleichmäßig verteilt im gesamten Gefüge finden.

Forschungsbedarf besteht grundsätzlich beim Verhalten des GJS bei hohen Temperaturen. Obwohl über den heute im Hochtemperaturbereich überwiegend eingesetzten GJS-400SiMo eine ansehnliche Menge an Daten zum Kriech- und Zeitstandverhalten bei der Anwendungstemperatur 450 °C existiert, liegen die im Werkstoff ablaufenden Vorgänge bei statischer und zyklischer Beanspruchung in Verbindung mit hohen Temperaturen, vor allem oberhalb 450 °C, noch weitgehend im Dunklen. Es fehlen systematische Untersuchungen zur Wirkung einzelner Legierungselemente auf das Gussgefüge, insbesondere die Ausprägung der einzelnen Bestandteile wie Ausscheidungen und Karbide, und auf die mechanischen Eigenschaften. Erste vielversprechende Ergebnisse zu Niob und Kobalt wurden in [57] dargestellt, die Wirkungsweise ist jedoch weiterhin unklar. Die Schädigungsmechanismen sowie die Rolle der Gefügebestandteile unterschiedlicher Ausprägungen bei langen Versuchszeiten wurden bisher nicht betrachtet.

Aus dem Stand der Technik ergibt sich ein Bedarf an zielgerichteter Forschung, die sich vor allem mit dem Einfluss des Gefüges, als Beispiele seien hier die Ausprägungen des Mischkristalls, Anzahl und Größe der Graphitkugeln und Ausscheidungen genannt, auf das Dehnwechsel- und Zeitstandverhalten auseinandersetzt. Dabei kann der Schwerpunkt auf Gefügeveränderungen bei langzeitigen Versuchen und Kriechschädigung liegen.

3 Zielsetzung und Vorgehensweise

Das Forschungsziel dieser Arbeit ist das Finden, Darstellen und Erklären von Zusammenhängen zwischen Legierungszusammensetzung und Gefüge von Gusseisen mit Kugelgraphit (GJS) auf der einen und seinen mechanischen Eigenschaften auf der anderen Seite.

Die Charakterisierung der mechanisch-technologischen Eigenschaften, insbesondere das Zeitstand- und Dehnwechselverhalten von GJS erfolgt an Legierungsvarianten, die im Rahmen eines Verbundvorhabens zur Weiterentwicklung von GJS für hohe Anwendungstemperaturen entstanden sind [1].

Die Anforderungen an die neue Legierung orientieren sich am bisher eingesetzten Werkstoff GJS-400SiMo. Der neue Werkstoff soll bei einer **um 50 – 100 °C höheren Temperatur** einsetzbar und in Verformungsfähigkeit und Kriechverhalten dem GJS-400SiMo bei mindestens gleichem Dehnwechselverhalten deutlich überlegen sein.

Dies bedeutet gemäß Anforderungen aus dem Forschungsantrag für die untersuchten Legierungsvarianten dieser Arbeit im Einzelnen:

- Einsatztemperaturen von $\geq 500\text{ °C}$,
- Dehnwechselverhalten bei 450 °C mindestens wie GJS-400SiMo, anzustreben ist eine 10 %-ige Verbesserung,
- Festigkeiten und Bruchdehnung in Zugversuchen mindestens wie GJS-400SiMo im gesamten Einsatztemperaturbereich,

Im Weiteren können die folgenden Punkte aus dem Forschungsantrag [2] aufgrund des begrenzten Untersuchungszeitraums nur eingeschränkt berücksichtigt werden:

- Gefügestabilität auch jenseits der 100 000 h im Einsatztemperaturbereich,
- keine Langzeitversprödung, keine oder vernachlässigbare Volumenänderung,
- Zeitstandfestigkeit mindestens wie GJS-400SiMo, anzustreben bei 500 °C , $100\,000\text{ h} \geq 100\text{ MPa}$,
- Kriechfestigkeit mindestens wie GJS-400SiMo, anzustreben bei 500 °C , $100\,000\text{ h} / 1\text{ \%}\text{-Zeitdehngrenze} \geq 80\text{ MPa}$.

Die untersuchten Legierungsvarianten aus dem Forschungsprojekt sind überwiegend ferritische GJS-Legierungen mit einer nahezu idealen Graphitausbildung. Sie enthalten die Mischkristall-härtenden Elemente Silizium und Kobalt sowie die Elemente Molybdän und Niob, die als Teilchenhärter für stabile Ausscheidungen sorgen. Es werden zwei Bauteilgeometrien betrachtet. Kleine, vom Projektpartner Institut für Metallurgie der TU Clausthal im Labormaßstab abgegossene Blöcke, sog. Testschmelzen (TS), werden mit großen bauteilähnlichen Gussstücken des Projektpartners Fried-

rich Wilhelms-Hütte Eisenguss GmbH, den sog. Bauteilproben (BTP), verglichen. Die unterschiedlichen Herstellungsbedingungen führen zu deutlich unterscheidbarem Gefüge.

Für die Darstellung und Erklärung der Zusammenhänge zwischen Legierungszusammensetzung, Gefüge und mechanischen Eigenschaften wird das Gefüge in klar messbare Parameter aufgegliedert und zu den Ergebnissen aus Zug- Dehnwechsel- und Zeitstandversuchen in Beziehung gesetzt. Mittels Regressionsrechnungen, durchgeführt mit der Software Minitab 16, werden vorhandene Zusammenhänge sichtbar gemacht. Logarithmische Zusammenhänge werden linearisiert. Mit entsprechenden metallographischen Darstellungen und einschlägigen Publikationen werden die Ergebnisse der Regressionen bewertet. Daraus lassen sich Schlussfolgerungen zu einer optimalen chemischen Zusammensetzung und zu entsprechender Gefügebrauchung ableiten. Besonders die bei den betrachteten Legierungen auftretenden Ausprägungen von Molybdän-Ausscheidungen zeigen einen großen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften.

Bei den untersuchten mechanischen Eigenschaften handelt es sich neben dem Kurzzeit- und Dehnwechselverhalten schwerpunktmäßig um das Kriech- und Zeitstandverhalten. Die zeitabhängigen Vorgänge im Werkstoff führen zu einer im Verlauf der Beanspruchung wechselnden Gewichtung der betrachteten Gefügeparameter. Die nach langen Versuchszeiten auftretende Kriechschädigung wird in ihrer Entstehung beschrieben und die Einflüsse der Gefügeparameter bewertet.

4.1 Versuchswerkstoffe

4.1.1 Gussteilgeometrien

Die untersuchten Schmelzen werden beim Projektpartner Institut für Metallurgie der TU Clausthal im Sandguss abgegossen. Nach dem Abkühlen wird der Speiser entfernt und der Gussblock geputzt, halbiert und mit Ultraschall auf Porositäten und Lunker vom Projektpartner Friedrich Wilhelms-Hütte in Mülheim / Ruhr untersucht. Die Untersuchung ergab in allen Fällen keine registrierpflichtige Anzeigen [101]. Diese abgegossenen Blöcke werden im Folgenden als *Testschmelzen* (TS) [6] bezeichnet, Bild 37. Für die Untersuchung der mechanischen Eigenschaften steht jeweils eine Hälfte der Gussblöcke zur Verfügung.

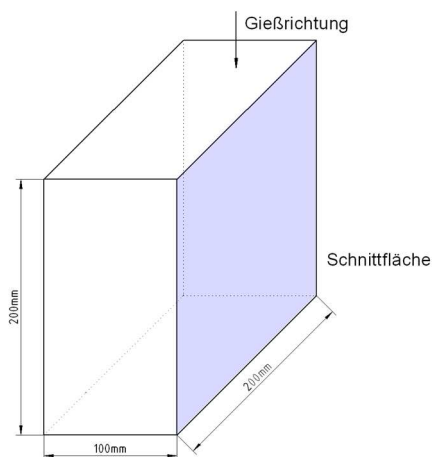


Bild 37. Geometrie der angelieferten Testschmelzen [6].

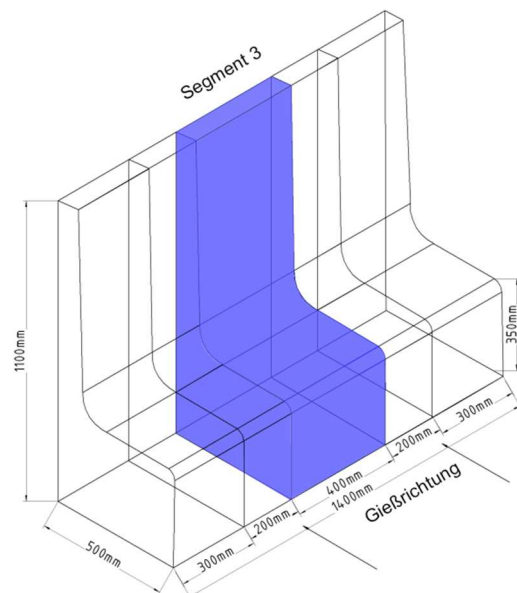


Bild 38. Geometrie der angelieferten Bauteilproben. Die eingefärbten Bereiche werden zur Untersuchung entnommen [1, 101].

Außerdem werden bauteilähnliche Proben beim Projektpartner Friedrich Wilhelms-Hütte Eisenguss GmbH mit gleicher chemischer Zusammensetzung und ähnlichen Prozessparametern abgegossen. Von diesen im Folgenden *Bauteilproben* (BTP) [101] genannten Gussteilen wird nach dem Putzen, Zerteilen und nach der Ultraschallprüfung der Bodenbereich des Segments 3 für die Ermittlung der mechanischen Eigenschaften verwendet, Bild 38.

4.1.2 Referenzwerkstoff GJS-400SiMo

Die Eigenschaften der untersuchten Legierungen werden im Folgenden mit einem Referenzwerkstoff verglichen, der bereits in Bauteilen eingesetzt wird. Zum Referenzwerkstoff GJS-400SiMo liegen zwei Ausprägungen vor. Die erste (Ordnungs-Nr. 0) wurde in [34] hergestellt und qualifiziert. Durch die zweite Variante des GJS-400SiMo (Ordnungs-Nr. 1 und 1a als Bauteilprobe), die im Forschungsvorhaben [1] mit näherungsweise identischer Zusammensetzung hergestellt wird, ist eine Beurteilung des Einflusses des Gießprozesses möglich, Tabelle 4.

Tabelle 4. Ermittelte chemische Zusammensetzung der Referenzwerkstoffe GJS-400SiMo in Massen-%.

Nr.	C	Si	Mn	Mo	Cr	P	S	Mg
0	3,36	3,10	0,197	0,52	0,029	0,031	0,003	0,074
1	3,27	3,15	0,135	0,52	0,056	0,025	0,016	0,065
1a	3,62	2,81	0,25	0,59	0	0,025	0,004	0,057

Die chemische Zusammensetzung, Graphitbeurteilung nach DIN EN 945 und die Kurzzeiteigenschaften, ermittelt im Zugversuch bei Raumtemperatur, des GJS-400SiMo / 0 werden aus [34] entnommen. Die Beurteilung des Gefüges des GJS-400SiMo / 1 und 1a erfolgt in Tabelle 5 und Tabelle 6.

Tabelle 5. Gefügezustand der Referenzwerkstoffe GJS-400SiMo.

Nr.	Graphitauswertung nach DIN EN 945			Kugelzahl (Stk./mm ²)	Perlitanteil (%)
	Form VI	Form V	Entartungen		
0	88% VI 5	12% V 5	-	40	7
1	95% VI 6/7	-	5%	69	16
	87% VI 5/6	10% V 5/6	3%		
1a	90% VI 4/5/6	-	10%	140	0

Tabelle 6. Festigkeitskennwerte der Referenzwerkstoffe GJS-400SiMo bei RT.

Nr.	R _m	R _{p0,2}	A ₅	Z	Härte
	(MPa)	(MPa)	(%)	(%)	HB 2,5/187,5
0	465	338	11,0	8	168
1	502	360	13,3	12	185
1a	453	305	21,6	24	168

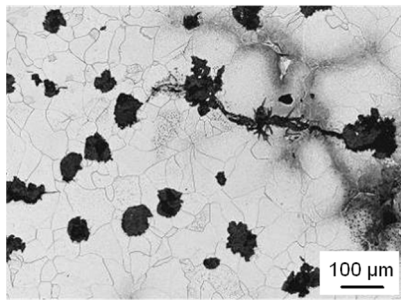


Bild 39. Metallographischer Schliff des Referenzwerkstoffs GJS-400SiMo, Nr. 0. Riss entlang entarteter Graphite.

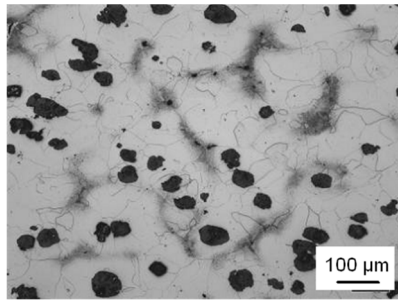


Bild 40. Metallographischer Schliff des Referenzwerkstoffs GJS-400SiMo, Nr. 1, Entnahme oben, siehe Bild 73.

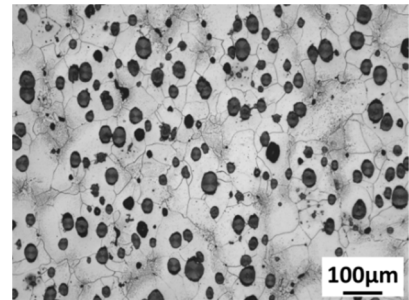


Bild 41. Metallographischer Schliff des Referenzwerkstoffs GJS-400SiMo, BTP, Nr. 1a, Entnahme aus Segment Mitte, Platte 37, siehe Bild 74.

Die Ermittlung der Kurzzeiteigenschaften der Referenzwerkstoffe Nr. 0, 1 und 1a zeigt leichte Unterschiede in den Festigkeiten. Darüber hinaus können im Gefüge der Nr. 1 (und vor allem bei Nr. 1a) signifikant mehr Graphitkugeln gezählt werden Bild 39 bis Bild 41. Das Gefüge von Nr. 1a ist perlitfrei.

4.1.3 Testschmelzen

Die technischen Daten der Testschmelzen Nr. 2, 3 4, 5, 6, 7 und 8 sind in Tabelle 7 bis Tabelle 9 und Bild 42 bis Bild 62 dargestellt. Diese Legierungen weisen überwiegend Sphärolithen der Form VI auf.

Tabelle 7. Anonymisierte ermittelte chemische Zusammensetzung der Testschmelzen, Massen-%.

Nr.	C	Si	Mo	Nb	Co	Mg	S
2	3,50	a	b+0,48	c	d	0,046	0,001
3	2,92	a+0,85	b+0,08	c+0,44	d	0,062	0,027
4	2,94	a+1,51	b-0,02	c	d	0,040	0,013
5	3,44	a-0,07	b+0,02	c+0,4	d+0,96	0,033	0,013
6	2,97	a+1,45	b+0,48	c	d+0,97	0,037	0,026
7	3,32	a+0,78	b+0,01	c+0,39	d+0,48	0,041	0,020
8	3,29	a+0,76	b-0,02	c+0,4	d+0,95	0,038	0,021

Tabelle 8. Gefügezustand der Testschmelzen.

Nr.	Graphitauswertung nach DIN EN ISO 945			Kugelzahl (Stk./mm ²)	Perlitanteil (%)
	Form VI	Form V	Entartungen	Durchschnittswerte*	
2	99% VI <u>6</u> /7	-	1%	45	19
3	98% VI <u>6</u> /7	-	2%	39	30
4	98% VI <u>6</u> /7	-	2%	61	10
5	99% VI <u>6</u> /7	-	1%	45	18
6	80% VI <u>6</u> /7	10% V <u>5</u> /6	10% (ähnl. Form III)	42	10
7	100% VI <u>6</u> /7	-	-	44	13
8	100% VI <u>6</u> /7	-	-	40	13

*ermittelt an allen Entnahmestellen.

Tabelle 9. Festigkeitskennwerte der Testschmelzen bei RT.

Nr.	R _m	R _{p0,2}	A ₅	Z	Härte
	(MPa)	(MPa)	(%)	(%)	HB 187,5/2,5
2	448	309	7,3	6	172
3	561	399	11	9	200
4	566	441	11	9	195
5	455	292	14	12	163
6	538	463	3,0	2	214
7	499	361	8,6	7	181
8	508	372	8,5	7	186

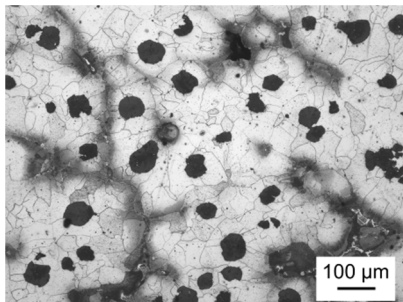


Bild 42. Metallographischer Schliff der Testschmelze Nr. 2, Entnahmestelle oben, siehe Bild 72.

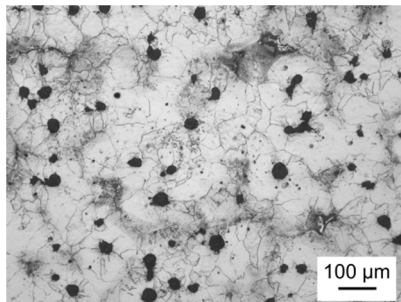


Bild 43. Metallographischer Schliff der Testschmelze Nr. 2, Entnahmestelle Mitte, siehe Bild 72.

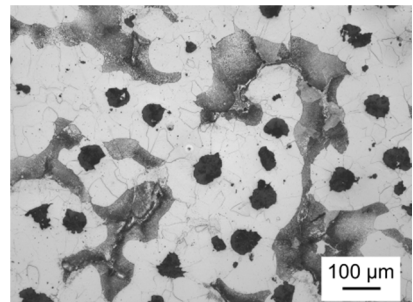


Bild 44. Metallographischer Schliff der Testschmelze Nr. 2, Entnahmestelle unten, siehe Bild 72.

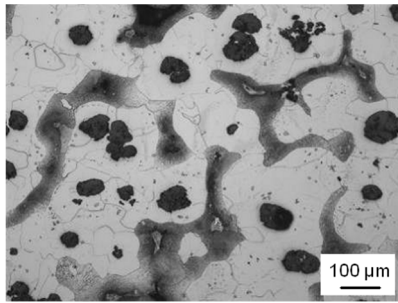


Bild 45. Metallographischer Schliff der Testschmelze Nr. 3, Entnahmestelle oben, Bild 72.

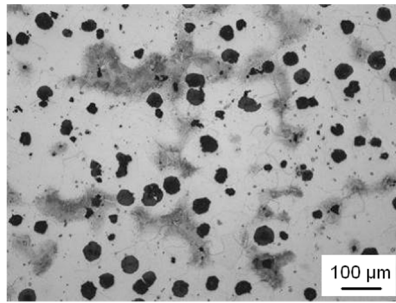


Bild 46. Metallographischer Schliff der Testschmelze Nr. 3, Entnahmestelle Mitte, Bild 72.

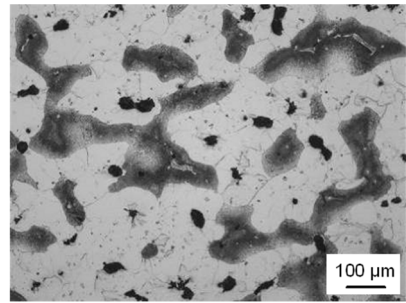


Bild 47. Metallographischer Schliff der Testschmelze Nr. 3, Entnahmestelle unten, Bild 72.

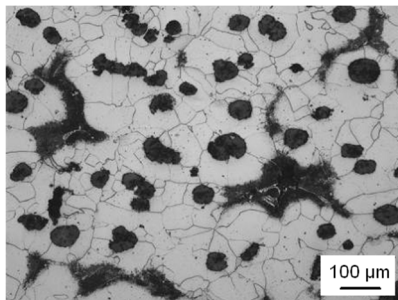


Bild 48. Metallographischer Schliff der Testschmelze Nr. 4, Entnahmestelle oben, Bild 72.

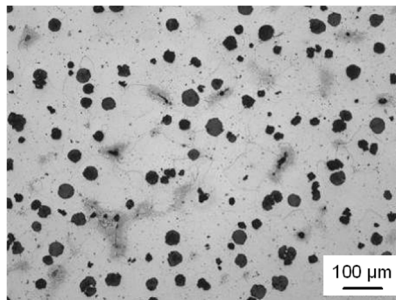


Bild 49. Metallographischer Schliff der Testschmelze Nr. 4, Entnahmestelle Mitte, Bild 72.

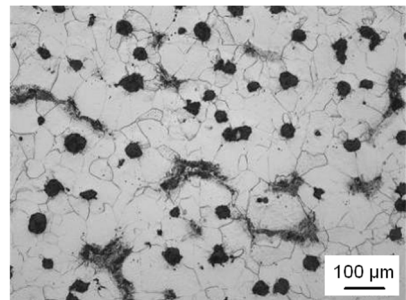


Bild 50. Metallographischer Schliff der Testschmelze Nr. 4, Entnahmestelle unten, Bild 72.

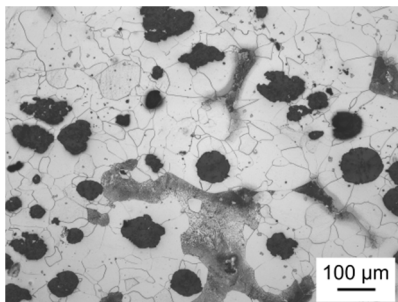


Bild 51. Metallographischer Schliff der Testschmelze Nr. 5, Entnahmestelle oben, siehe Bild 72.

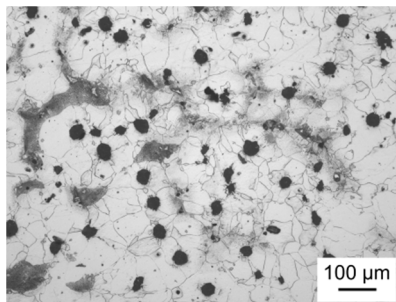


Bild 52. Metallographischer Schliff der Testschmelze Nr. 5, Entnahmestelle Mitte, siehe Bild 72.

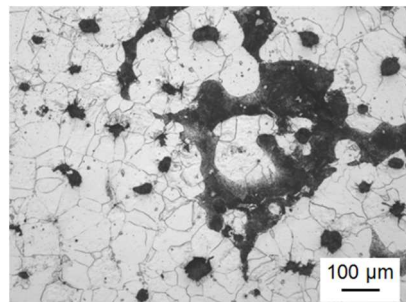


Bild 53. Metallographischer Schliff der Testschmelze Nr. 5, Entnahmestelle unten, siehe Bild 72.

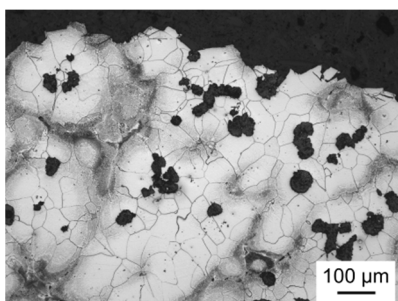


Bild 54. Metallographischer Schliff der Testschmelze Nr. 6, Entnahmestelle oben, siehe Bild 72.

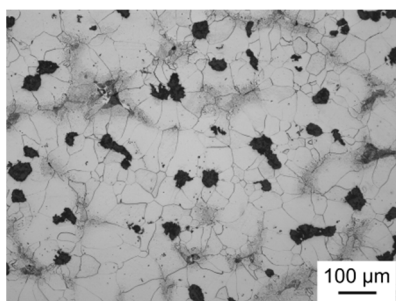


Bild 55. Metallographischer Schliff der Testschmelze Nr. 6, Entnahmestelle Mitte, siehe Bild 72.

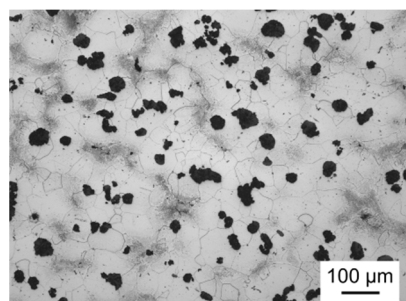


Bild 56. Metallographischer Schliff der Testschmelze Nr. 6, Entnahmestelle unten, siehe Bild 72.

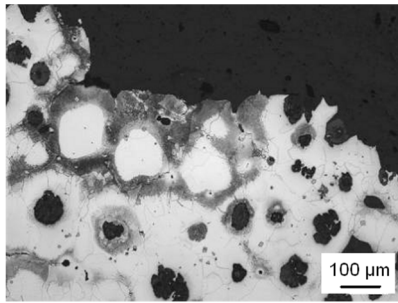


Bild 57. Metallographischer Schliff der Testschmelze Nr. 7, Entnahmestelle oben, Bild 72.

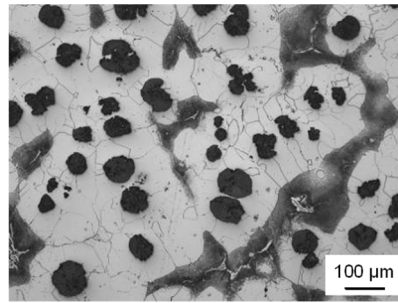


Bild 58. Metallographischer Schliff der Testschmelze Nr. 7, Entnahmestelle Mitte, Bild 72.

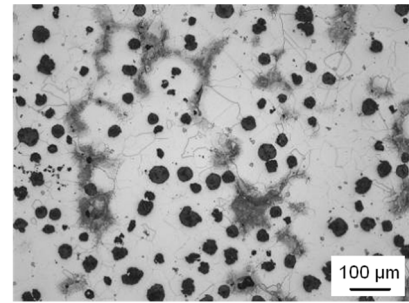


Bild 59. Metallographischer Schliff der Testschmelze Nr. 7, Entnahmestelle unten, Bild 72.

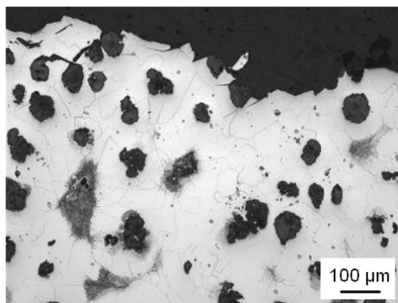


Bild 60. Metallographischer Schliff der Testschmelze Nr. 8, Entnahmestelle oben, Bild 72.

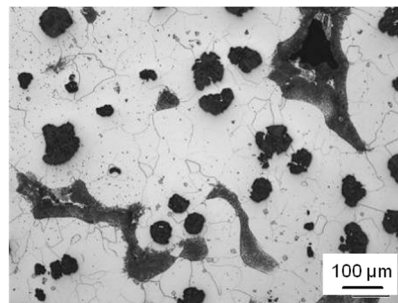


Bild 61. Metallographischer Schliff der Testschmelze Nr. 8, Entnahmestelle Mitte, Bild 72.

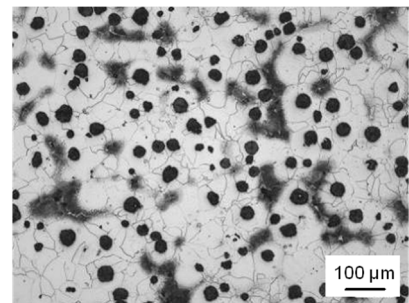


Bild 62. Metallographischer Schliff der Testschmelze Nr. 8, Entnahmestelle unten, siehe Bild 72.

Anhand von drei Schliffen, die über das gesamte Volumen des gegossenen Blocks entnommen wurden, ist erkennbar, dass das Gefüge der Testschmelzen nicht homogen ist. In Nr. 3 und 4 finden sich im oberen Bereich die größten Kugeln, und das Gefüge in der Mitte des Blocks ist nahezu perlitfrei. Im Bodenbereich von Nr. 3 sind teilweise entartete Graphite zu finden. Die Testschmelzen Nr. 7 und 8 weisen im Bodenbereich das feinste Gefüge auf.

Die Testschmelzen Nr. 3, 4 und 6 wurden einer ferritisierenden Glühung unterzogen, [Bild 63](#) bis [Bild 65](#). Dazu wird Versuchsmaterial bei 750 °C fünf Stunden lang geglüht und anschließend mit einem Luftstrom abgekühlt. Vergleichend zu den nicht wärmebehandelten Testschmelzen und Bauteilproben werden an diesen Proben Zugversuche bei RT, Dehnwechselversuche bei beiden Dehnschwingbreiten und 450 °C sowie Zeitstandversuche bei 500 °C durchgeführt. Ziel ist eine Einschätzung der Wechselwirkung zwischen kugelig eingeformtem Perlit und skelettartigen Molybdän-Ausscheidungen.

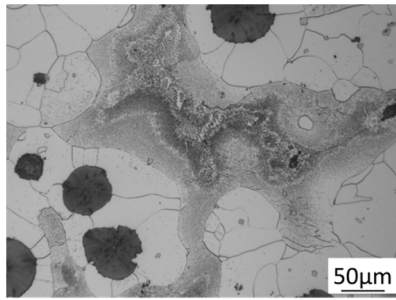


Bild 63. Gefüge der wärme-behandelten Testschmelze Nr. 3. Entnahmestelle Mitte, Bild 72.

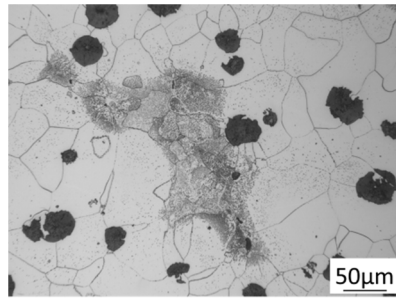


Bild 64. Gefüge der wärme-behandelten Testschmelze Nr. 4. Entnahmestelle Mitte, Bild 72.

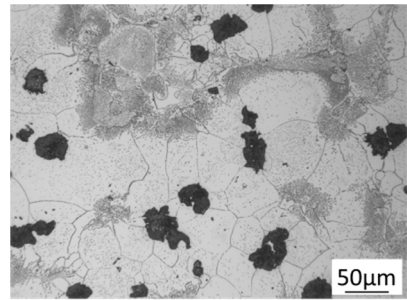


Bild 65. Gefüge der wärme-behandelten Testschmelze Nr. 6. Entnahmestelle Mitte, Bild 72.

Die im Gefüge vorhandenen Ausscheidungen werden an der Testschmelze Nr. 6 in REM-Untersuchungen bestimmt, [Bild 66](#) und [Bild 67](#). Neben großen skelettartigen Molybdän-Eisen-Kohlenstoff-Ausscheidungen finden sich Niob-Ausscheidungen sowie feine Molybdän-Kohlenstoff-Partikel.

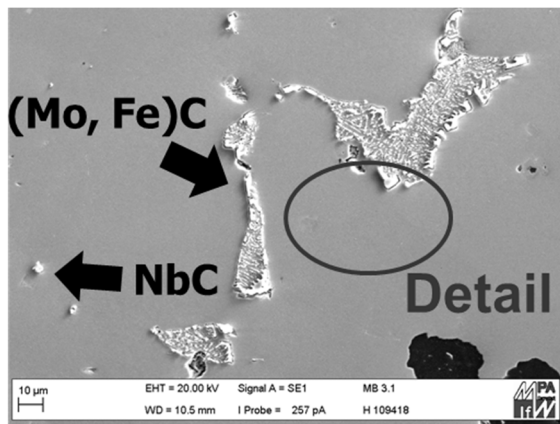


Bild 66. REM-Aufnahme von Ausscheidungen in der Testschmelze Nr. 6. Angaben aus EDX-Spektren zur qualitativen Zusammensetzung der Partikel.

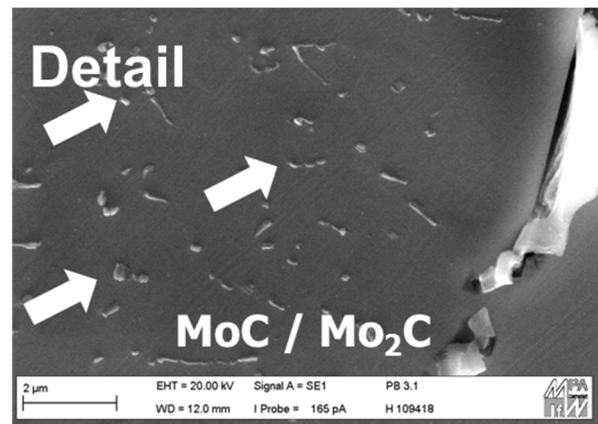


Bild 67. REM-Aufnahme von feinen Ausscheidungen in der Testschmelze Nr. 6. Angaben aus EDX-Spektren zur qualitativen Zusammensetzung der Partikel.

4.1.4 Bauteilproben

Die technischen Daten der Bauteilproben Nr. 3a, 4a, 7a und 8a sind in [Tabelle 10](#) bis [Tabelle 12](#) und [Bild 68](#) bis [Bild 71](#) dargestellt. Diese Legierungen weisen eine besonders hohe Anzahl von Sphärolithen mit fast ausschließlich Form VI auf.

Tabelle 10. Ermittelte chemische Zusammensetzung der Bauteilproben, Massen-%.

Nr.	C	Si	Mo	Nb	Co	Mg	S
3a	2,95	a+1,38	b+0,02	c+0,29	d	0,031	0,007
4a	3,32	a+1,07	b+0,02	c+0,02	d	0,045	0,029
7a	3,27	a+0,93	b+0,03	c+0,36	d+0,54	0,040	0,005
8a	3,29	a+0,93	b+0,03	c+0,36	d+0,94	0,022	0,005

Tabelle 11. Gefügezustand der Bauteilproben.

Nr.	Graphitauswertung nach DIN EN ISO 945			Kugelzahl (Stk./mm ²)	Perlitanteil (%)
	Form VI	Form V	Entartungen		
3a	100% VI <u>6</u> /7	-	-	158	0
4a	100% VI <u>6</u> /7	-	-	156	0
7a	100% VI <u>6</u> /7	-	-	156	0
8a	100% VI <u>6</u> /7	-	-	147	0

Tabelle 12. Festigkeitskennwerte der Bauteilproben bei RT, Segment 3, Platte 37.

Nr.	R _m	R _{p0,2}	A ₅	Z	Härte
	(MPa)	(MPa)	(%)	(%)	HB 187,5/2,5
3a	522	423	13	13	206
4a	523	385	19	19	186
7a	521	383	18	18	191
8a	519	382	17	19	192

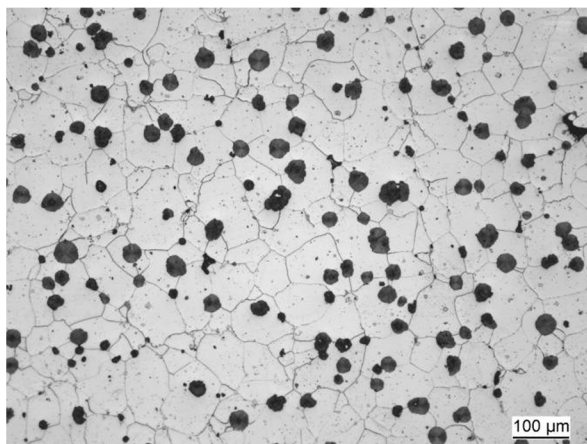


Bild 68. Metallographischer Schliff der Bauteilprobe Nr. 3a, Entnahmestelle siehe Bild 73.

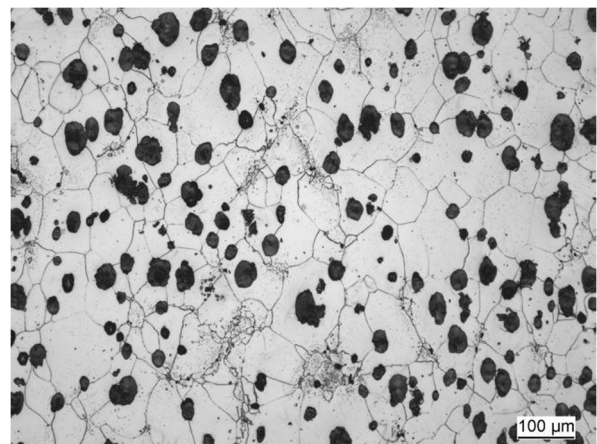


Bild 69. Metallographischer Schliff der Bauteilprobe Nr. 4a, Entnahmestelle siehe Bild 73.

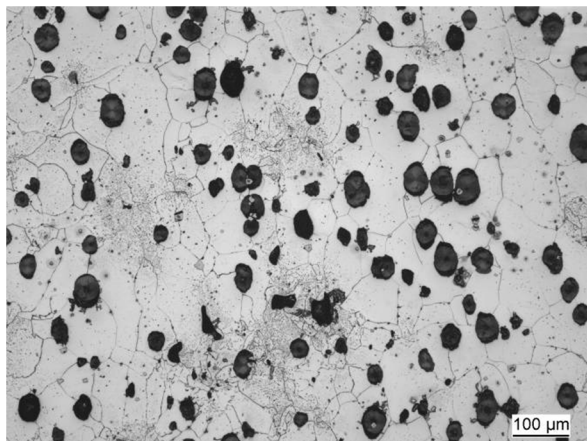


Bild 70. Metallographischer Schliff der Bauteilprobe Nr. 7a, Entnahmestelle siehe Bild 73.

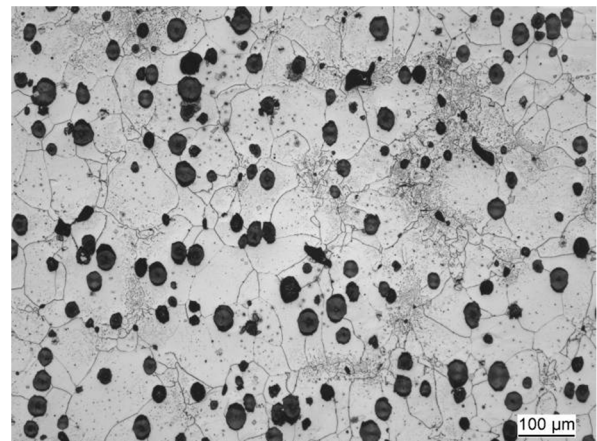


Bild 71. Metallographischer Schliff der Bauteilprobe Nr. 8a, Entnahmestelle siehe Bild 73.

Die Zeitstandversuche werden in Anlehnung an die Referenzwerkstoffe GJS-400SiMo / Nr. 0 und Nr. 1 durchgeführt. Zwei Versuche bei 450 °C dienen der Beurteilung der Homogenität der Testschmelzen und sind mit einer Ziellaufzeit von 3 000 h angesetzt. An ausgewählten Schmelzen werden bei 500 °C vier Versuche bei unterschiedlichen Spannungen durchgeführt, um im Bereich der erhöhten Einsatztemperatur einen umfassenden Eindruck vom Kriech- und Zeitstandverhalten zu erhalten. Ein Versuch bei 550 °C rundet das Bild ab.

Die Versuchsparameter und ein Teil der Versuchsergebnisse sind verschlüsselt dargestellt, um die Interessen der am Forschungsprojekt [1] beteiligten Industriepartner zu wahren.

4.3 Versuchstechnik

Die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Experimente und metallographischen Untersuchungen erfolgen in einem von der Deutschen Akkreditierungsstelle (DAkkS) akkreditierten Prüflabor.

An jeder Probe werden Härtemessungen nach Brinell HBW 2,5 / 187,5 durchgeführt. Je nach Streuung der Härtewerte wird der Mittelwert gemäß DIN EN ISO 6506 Teil 1 [102] an drei oder fünf Eindrücken ermittelt. Zur Durchführung des oben aufgeführten Versuchsprogramms stehen im Zentrum für Konstruktionswerkstoffe Prüfeinrichtungen in Form von servohydraulischen Prüfmaschinen und Zeitstandprüfmaschinen zur Verfügung.

Die **Temperaturmessung** bei der Durchführung von Hochtemperaturversuchen findet mit Hilfe von PtRh-Pt-Thermoelementen vom Typ S nach DIN 43710 [103] statt. Diese Thermoelemente werden nach einem vierrangigen Kalibriersystem für Thermoelemente überwacht. Die Unsicherheit beträgt für alle Versuche maximal ± 3 °C.

An einer servohydraulische Prüfmaschine mit reibungsfrei hydrostatisch gelagerten Hydraulikzylindern mit maximaler Prüfkraft von ± 100 kN und einem Kolbenweg von ± 50 mm werden **Zugversuche** bei Temperatur nach DIN EN 10 002 Teil 5 [104] an Proben IfW-Typ 1 (Zeichnung siehe Anhang 2) durchgeführt. Bis zu einer Dehnung von 1 % wird der Versuch dehnungsgeregelt mit einer Dehnrates von 0,5 % / min durchgeführt. Darauf folgt ein Umschalten auf Wegregelung mit einer Dehnrates von 5 % / min bis zum Probenbruch. Ein System aus Messschneiden und Messschalen, die mit einem Extensometer verbunden sind, erlaubt bei Temperaturbelastung in einem Dreizonen-Konvektionsofen eine genaue Aufzeichnung der Probenverlängerung während des Versuchs. Aus den Messwertaufzeichnungen ist die Ermittlung der Kennwerte R_m , $R_{p0,2}$, $R_{p0,5}$, R_{p1} , A_5 , Z und E möglich.

Dehnwechselversuche werden an einer servohydraulischen Prüfmaschine mit reibungsfrei hydrostatisch gelagerten Hydraulikzylindern mit maximaler Prüfkraft von

± 50 kN, einem Kolbenweg von ± 75 mm und einem Dreizonen-Konvektionsofen durchgeführt. Die vorgegebene Dehnungsamplitude $\Delta\epsilon$ wird bei einem R-Verhältnis von -1 und einer Dehnrates von 6 % / min in Dehnungsregelung erreicht und mit einem Seitenextensometer bei einer Auflösung von ± 1 μm gemessen. Als Versagenskriterium der Proben IfW-Typ 38a (Zeichnung siehe Anhang 2) wird der Anriss definiert, der messtechnisch durch den Lastabfall von 1,5 % erfasst wird. Sollten die Dehnwechselversuche nicht zu einem Versagen führen, werden sie nach Überschreiten einer Zyklengrenze beendet.

Das Zeitstandverhalten der Proben wird nach DIN EN ISO 204 - 2009 [56] im unterbrochenen **Zeitstandversuch** in Vielprobenprüfmaschinen ermittelt. Diese Maschinen umfassen in einem automatisch geregelten Dreizonen-Konvektionsofen mehrere federbelastete Prüfstränge, in denen die Zeitstandproben vom IfW-Typ 3 oder 21 (Zeichnungen siehe Anhang 2) in Reihe angeordnet werden. Zur Messung der bleibenden Dehnung ϵ_{per} werden die Proben in festgelegten Intervallen [56] entlastet und nach Abkühlung bei definierten Umgebungsbedingungen vermessen. Es wird dabei die Längenänderung zwischen zwei keramischen Messmarken mit Hilfe eines Messmikroskops erfasst.

5 Experimentelle Bestimmung des Werkstoffverhaltens

Ausgehend von der Zielsetzung dieser Arbeit, Aussagen über die Zusammenhänge zwischen Legierungselementen, Gefügeparametern und mechanischen Eigenschaften machen zu können, werden Zugversuche bei Raumtemperatur und höheren Temperaturen, Härtemessungen, Zeitstand- und Dehnwechselversuche durchgeführt. Zur Beurteilung des Ausgangsgefüges sowie zur Auswertung der Versagens- und Schädigungsmechanismen werden die Bruchflächen ausgesuchter Zug- und Dehnwechselproben und aus Proben aller Versuchsgruppen gefertigte Schliffe rasterelektronenmikroskopisch (REM) untersucht und Phasen und Ausscheidungen mit energiedispersiven Röntgenanalysen (EDX) bestimmt. Das Gefüge einer ausgewählten Probe wird im Transmissionselektronenmikroskop (TEM) betrachtet.

5.1 Kurzzeitverhalten

Zur Beschreibung des Kurzzeitverhaltens werden zunächst die Ergebnisse der Warmzugversuche herangezogen. Diese werden bei Raumtemperatur, 450 °C, 500 °C und 550 °C durchgeführt. Die Darstellung erfolgt anhand eines direkten Vergleichs der mechanischen Kennwerte der Zugfestigkeit, der Dehngrenzen sowie der Bruchdehnung und -einschnürung.

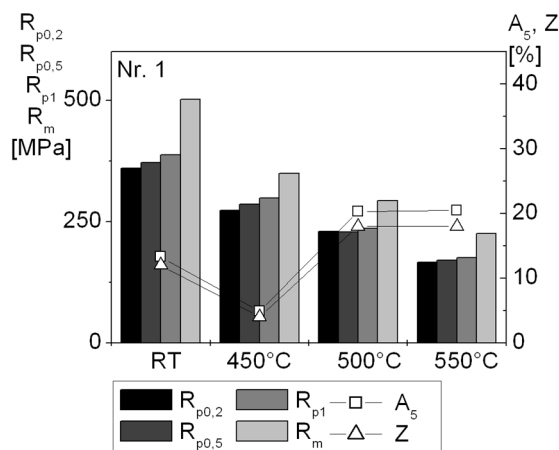


Bild 74. Kennwerte der Referenzlegierung Nr. 1 aus Zugversuchen bei RT bis 550 °C.

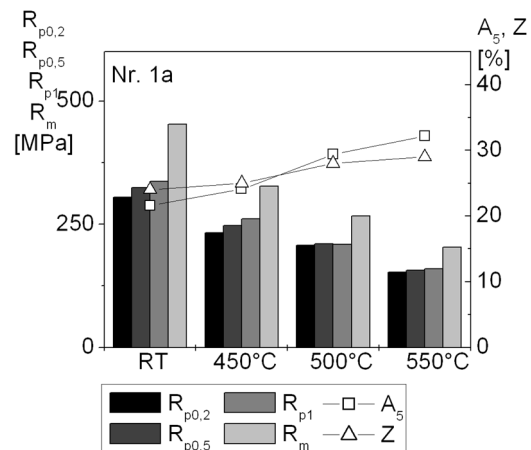


Bild 75. Kennwerte der Bauteilprobe Nr. 1a aus Zugversuchen bei RT bis 550 °C.

Zugfestigkeit und Dehngrenzen gehen mit zunehmender Prüftemperatur zurück. Es ist zu erwarten, dass Bruchdehnung und Brucheinschnürung mit steigender Temperatur zunehmen. Zunächst gehen die beiden Werte jedoch zurück, man spricht von einem Duktilitätsminimum.

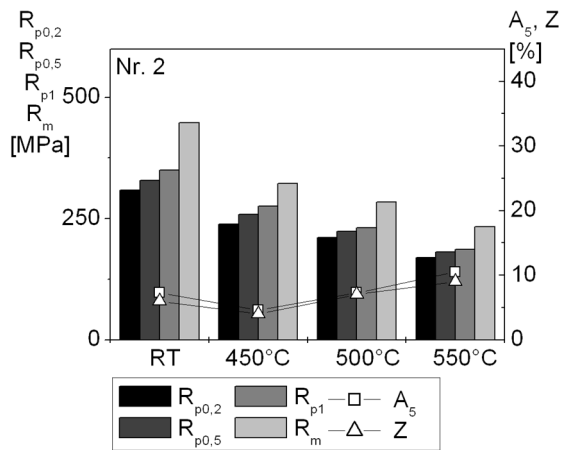


Bild 76. Kennwerte der Testschmelze Nr. 2 aus Zugversuchen bei RT bis 550 °C.

Nach Durchschreiten des Minimums nehmen die beiden Verformungskennwerte zu. Vergleicht man die Testschmelzen und Bauteilproben miteinander, so ist erkennbar, dass nicht alle Legierungen ein Duktilitätsminimum zeigen, Bild 74 bis Bild 86.

Die Bauteilproben zeigen aufgrund ihres perlitfreien Gefüges insgesamt höhere Werte von Bruchdehnung und -einschnürung. Die Festigkeiten sind mit denen der Testschmelzen vergleichbar.

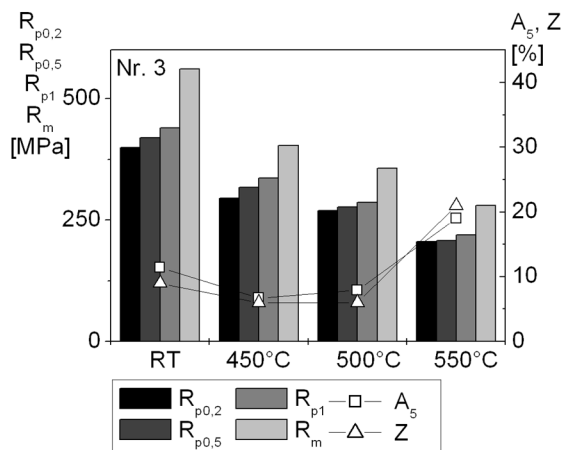


Bild 77. Kennwerte der Testschmelze Nr. 3 aus Zugversuchen bei RT bis 550 °C.

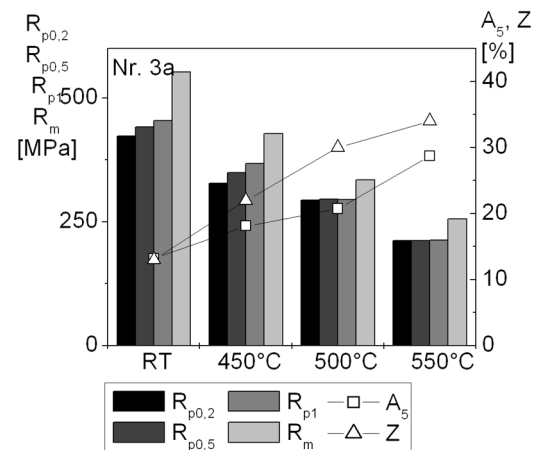


Bild 78. Kennwerte der Bauteilprobe Nr. 3a aus Zugversuchen bei RT bis 550 °C.

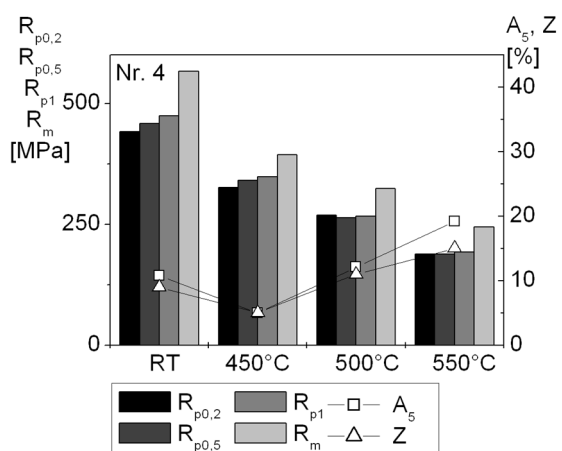


Bild 79. Kennwerte der Testschmelze Nr. 4 aus Zugversuchen bei RT bis 550 °C.

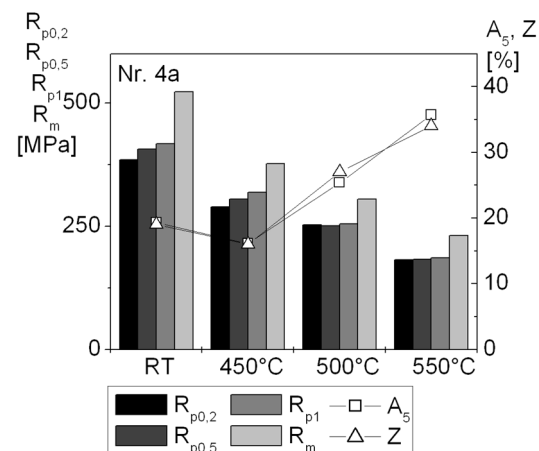


Bild 80. Kennwerte der Bauteilprobe Nr. 4a aus Zugversuchen bei RT bis 550 °C.

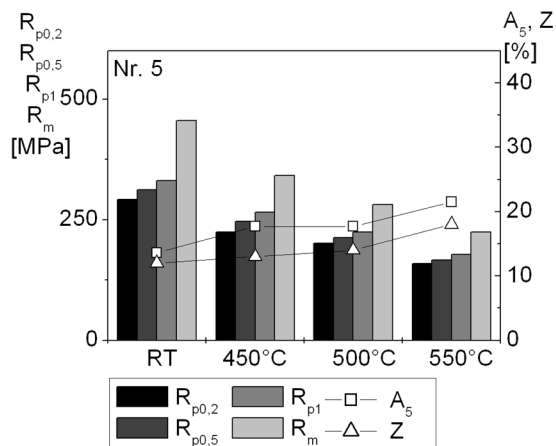


Bild 81. Kennwerte der Testschmelze Nr. 5 aus Zugversuchen bei RT bis 550 °C.

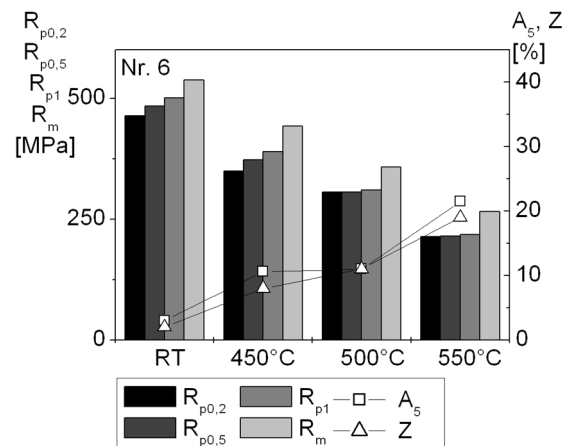


Bild 82. Kennwerte der Testschmelze Nr. 6 aus Zugversuchen bei RT bis 550 °C.

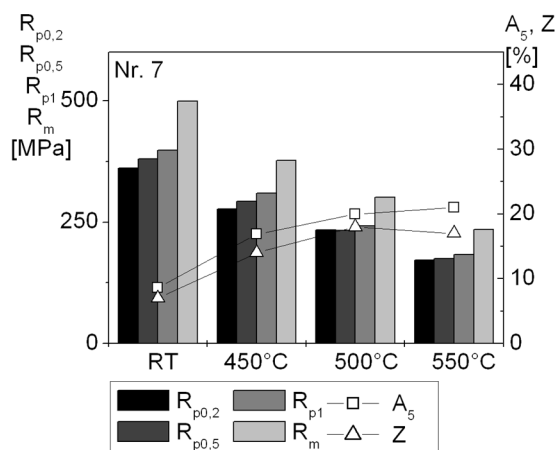


Bild 83. Kennwerte der Testschmelze Nr. 7 aus Zugversuchen bei RT bis 550 °C.

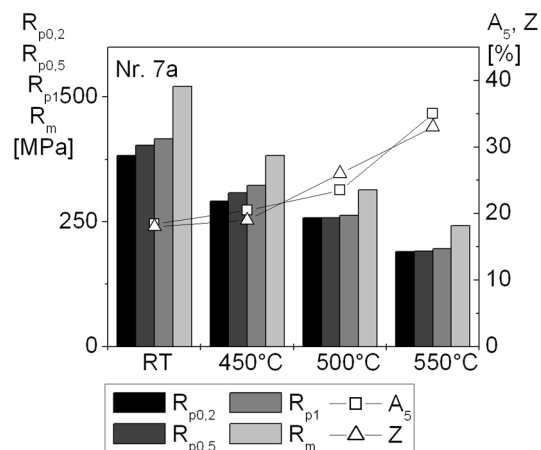


Bild 84. Kennwerte der Bauteilprobe Nr. 7a aus Zugversuchen bei RT bis 550 °C.

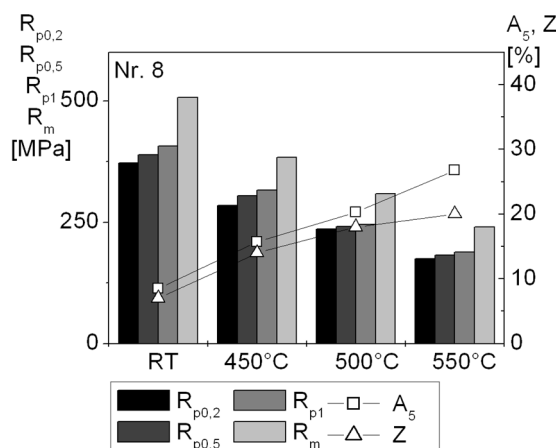


Bild 85. Kennwerte der Testschmelze Nr. 8 aus Zugversuchen bei RT bis 550 °C.

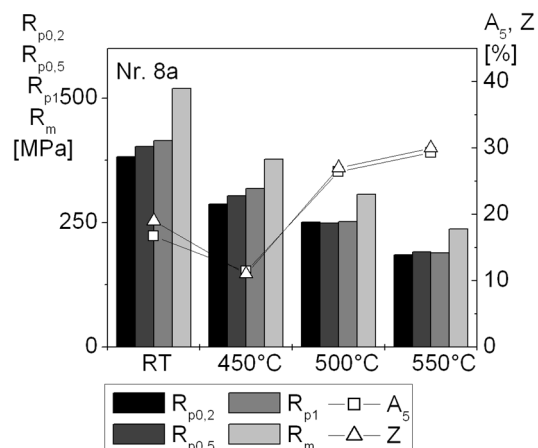


Bild 86. Kennwerte der Bauteilprobe Nr. 8a aus Zugversuchen bei RT bis 550 °C.

Die untersuchten Legierungen zeigen in Bezug auf das Duktilitätsminimum keine Regelmäßigkeit. Aus der Beobachtung der Legierungen Nr. 1 und Nr. 1a, sowie Nr. 3 und Nr. 3a lässt sich schließen, dass die Bauteilproben bei den hier untersuchten Temperaturen kein Duktilitätsminimum aufweisen. Ihr Gefüge unterscheidet sich von den Testschmelzen dadurch, dass es keinen Perlit und deutlich mehr Graphitkugeln enthält. Die Molybdän-Ausscheidungen erscheinen fein nadelig (vgl. Bild 68 bis Bild 71), im Gegensatz zu den Testschmelzen, wo sie skelettartig zu erkennen sind. Nr. 4 und Nr. 4a folgen diesem Trend jedoch nicht, was darauf schließen lässt, dass die Ausprägung von Perlit und Graphitkugeln nicht der dominierende Faktor sein können. Die Testschmelzen Nr. 5 bis Nr. 8 zeigen ebenfalls kein Duktilitätsminimum im untersuchten Temperaturbereich. Diesen Legierungen wurde Kobalt zulegiert. Die Verformungskennwerte der Bauteilprobe Nr. 7a steigen kontinuierlich an, was die These des Kobalt-Einflusses unterstützt. Die Bauteilprobe Nr. 8a hat wiederum (trotz Kobalt) ein Duktilitätsminimum, was zu dem Ergebnis führt, dass die hier genannten Gefügeparameter dieses Phänomen nicht erklären können. In der Literatur gibt es keine abschließenden Erkenntnisse. Theorien zu Nickellegierungen, die bei 850 °C einen Dehnungsabfall zeigen, weisen auf vermehrte Sauerstoff-Diffusion an den Korngrenzen oder, einen Wechsel des Verformungsmechanismus in Form von bevorzugten Gleitebenen für Versetzungen hin [105]. Diesem Ansatz kann jedoch im Rahmen dieser Arbeit nicht nachgegangen werden.

5.2 Dehnwechselverhalten

Dehnwechselversuche werden bei einer Temperatur von 450 °C durchgeführt, Bild 87 bis Bild 94, da bei dieser Temperatur das Duktilitätsminimum Einfluss auf das Werkstoffverhalten haben kann.

Alle Testschmelzen und Bauteilproben weisen zum Teil deutlich höhere Anrisszyklenzahlen als die Referenzlegierungen Nr. 0, Nr. 1 und Nr. 1a auf. Eine Ausnahme ist die Testschmelze Nr. 2, deren Versuche lediglich die in [2] geforderten Mindestzyklenzahlen erreichen.

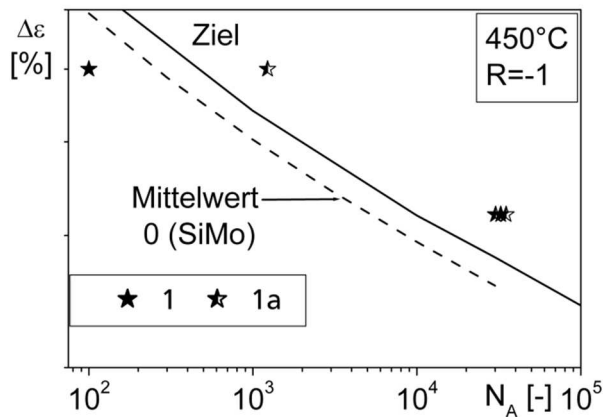


Bild 87. Anrisssschaubild der Dehnwechselversuche an der Referenzlegierung 0 aus [23], 1 und 1a bei $R=-1$ und 450 °C .

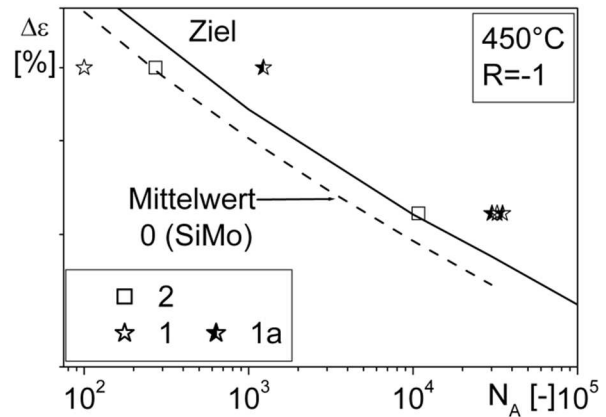


Bild 88. Anrisssschaubild der Dehnwechselversuche an 2 im Vergleich zur Referenzlegierung 0 aus [25], 1 und 1a bei $R=-1$ und 450 °C .

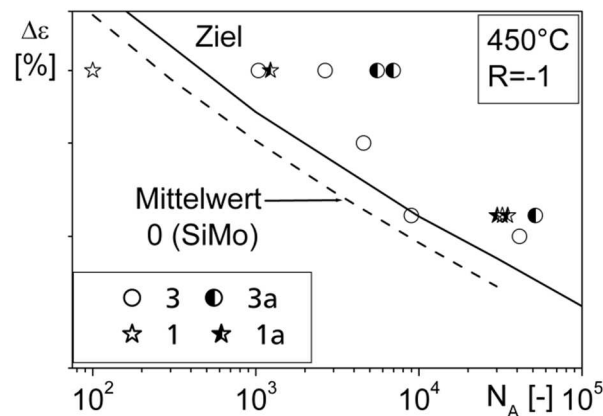


Bild 89. Anrisssschaubild der Dehnwechselversuche an 3 und 3a im Vergleich zur Referenzlegierung 0 aus [25], 1 und 1a bei $R=-1$ und 450 °C .

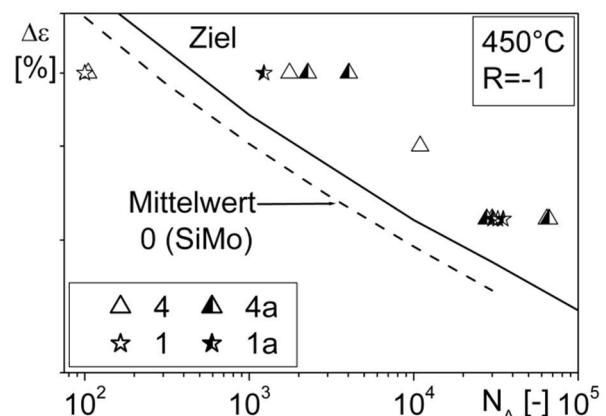


Bild 90. Anrisssschaubild der Dehnwechselversuche an 4 und 4a im Vergleich zur Referenzlegierung 0 aus [25], 1 und 1a bei $R=-1$ und 450 °C .

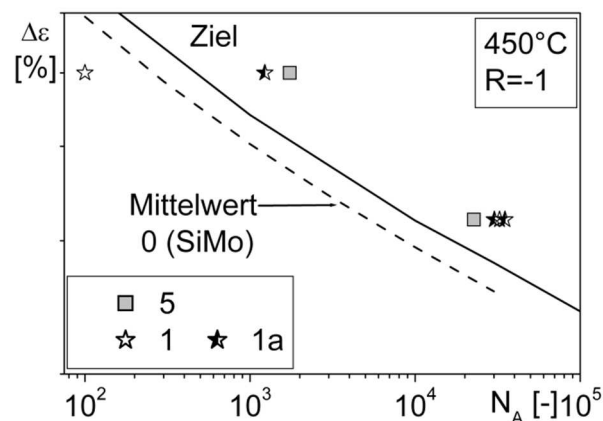


Bild 91. Anrisssschaubild der Dehnwechselversuche an 5 im Vergleich zur Referenzlegierung 0 aus [25], 1 und 1a bei $R=-1$ und 450 °C .

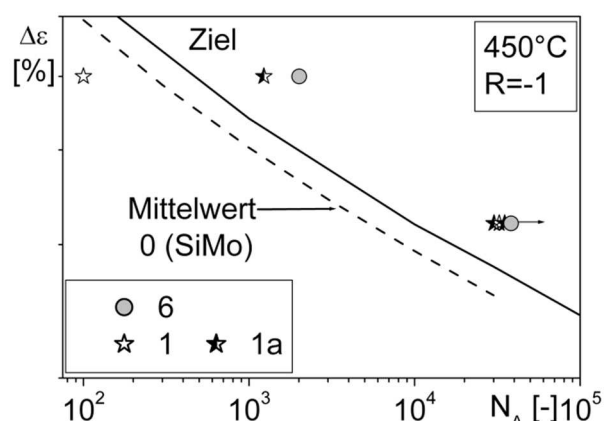


Bild 92. Anrisssschaubild der Dehnwechselversuche an 6 im Vergleich zur Referenzlegierung 0 aus [23], 1 und 1a bei $R=-1$ und 450 °C .

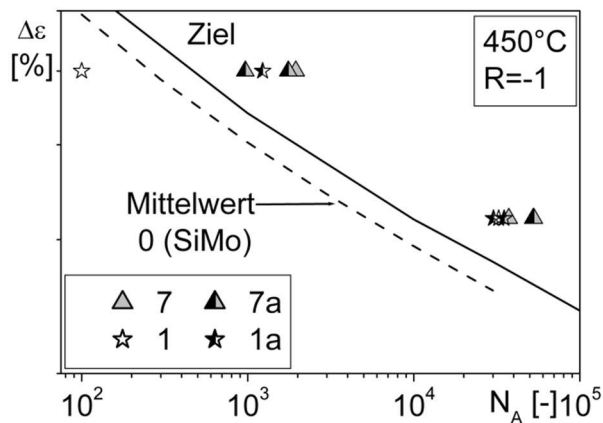


Bild 93. Anrisschaubild der Dehnwechselversuche an 7 und 7a im Vergleich zur Referenzlegierung 0 aus [25], 1 und 1a bei $R=-1$ und 450 °C .

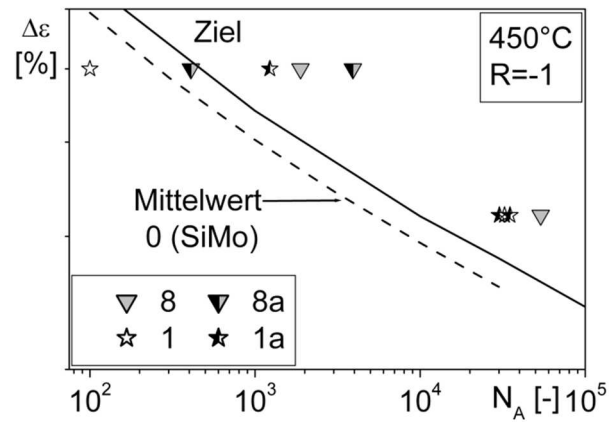


Bild 94. Anrisschaubild der Dehnwechselversuche an 8 und 8a im Vergleich zur Referenzlegierung 0 aus [25], 1 und 1a bei $R=-1$ und 450 °C .

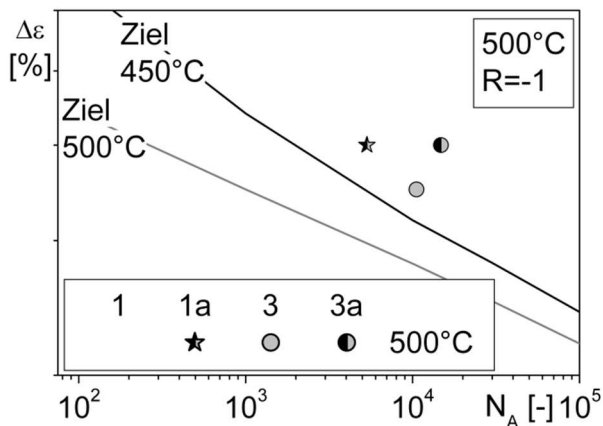


Bild 95. Anrisschaubild der Dehnwechselversuche an 3 und 3a im Vergleich zur Referenzlegierung 0 aus [23], 1 und 1a bei $R=-1$ und 500 °C .

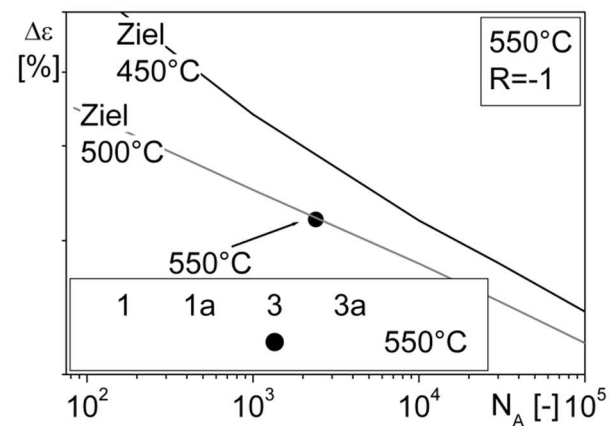


Bild 96. Anrisschaubild der Dehnwechselversuche an 3 im Vergleich zur Referenzlegierung 0 aus [23] bei $R=-1$ und 550 °C .

Ergänzende Versuche bei 500 °C und 550 °C dienen einer Abschätzung, wie sich die Testschmelze Nr. 3 und die Bauteilprobe Nr. 3a bei höheren Einsatztemperaturen in Bezug auf ihr Dehnwechselverhalten im Vergleich zu Nr. 0, Nr. 1 und Nr. 1a darstellen, [Bild 95](#) und [Bild 96](#). Die untersuchten Proben erreichen deutlich höhere Anrisszyklenzahlen, als in [2] vorgegeben.

5.3 Zeitstandverhalten

Das Kriech- und Zeitstandverhalten der Testschmelzen und Bauteilproben wird mit Hilfe von Zeitstandversuchen bei den Temperaturen 450 °C , 500 °C und 550 °C exemplarisch bei jeweils einer Prüfspannung untersucht, [Bild 97](#) bis [Bild 109](#).

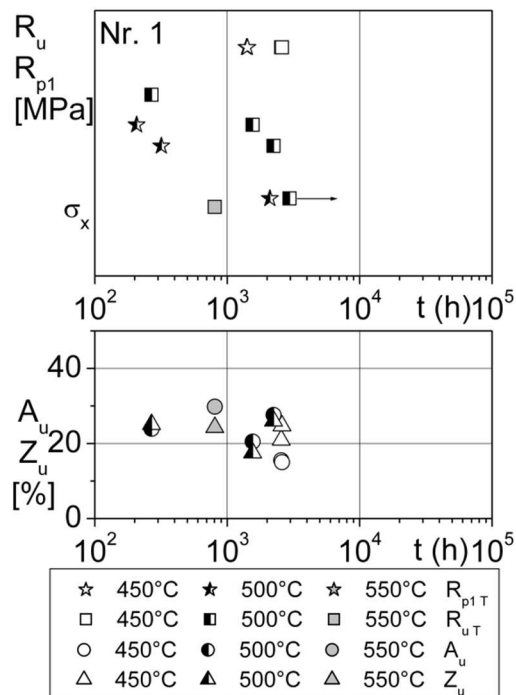


Bild 97. Zeitstand- und Zeitbruchschaubild der Referenzlegierung Nr. 1.

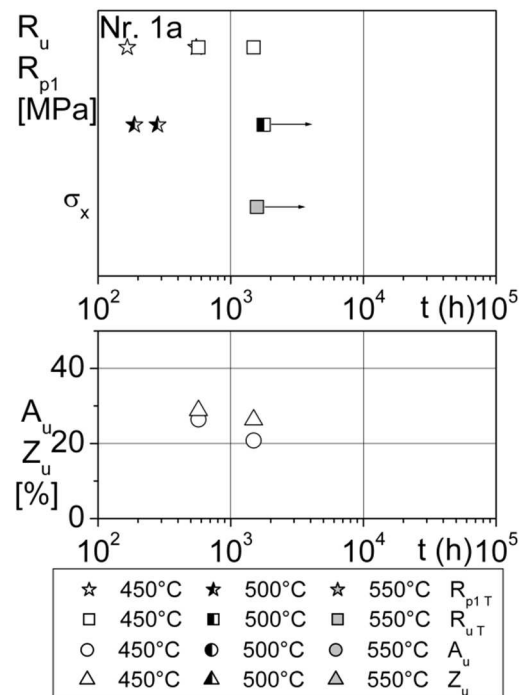


Bild 98. Zeitstand- und Zeitbruchschaubild der Bauteilprobe Nr. 1a.

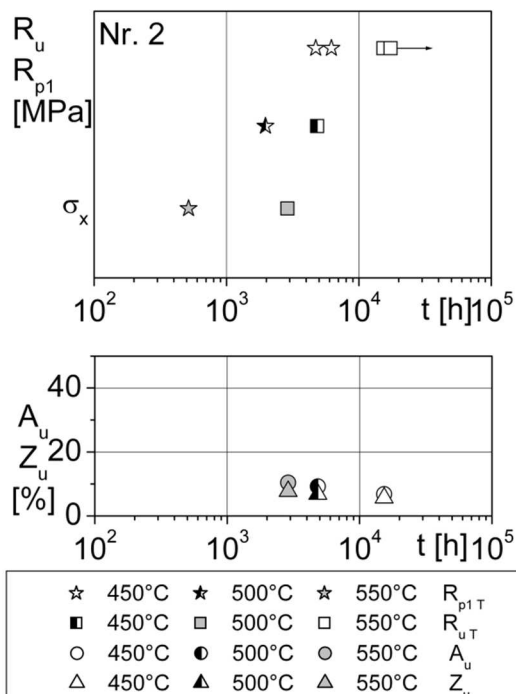


Bild 99. Zeitstand- und Zeitbruchschaubild der Testschmelze Nr. 2.

Zum besseren Verständnis der Vorgänge der neuen Anwendungstemperatur von 500 °C und zum direkten Vergleich mit der Referenzlegierung GJS-400SiMo werden bei dieser Temperatur zusätzliche Versuche an mehreren Legierungen bei mehreren Spannungen durchgeführt.

Die Testschmelzen Nr. 1 und Nr. 3 erreichen bei allen Temperaturen längere Bruchzeiten als die Bauteilproben, die ihrerseits höhere Bruchverformungswerte aufweisen.

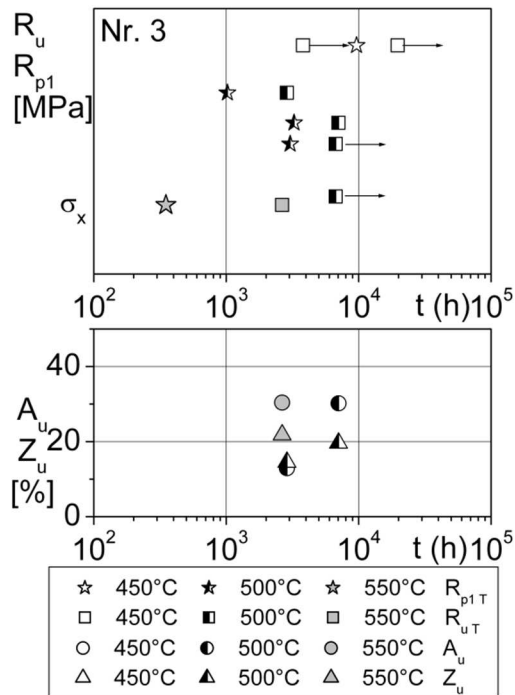


Bild 100. Zeitstand- und Zeitbruchschaubild der Testschmelze Nr. 3.

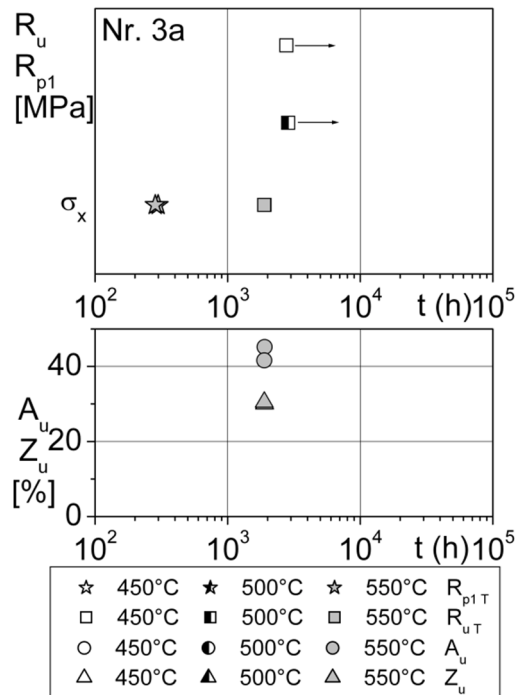


Bild 101. Zeitstand- und Zeitbruchschaubild der Bauteilprobe Nr. 3a.

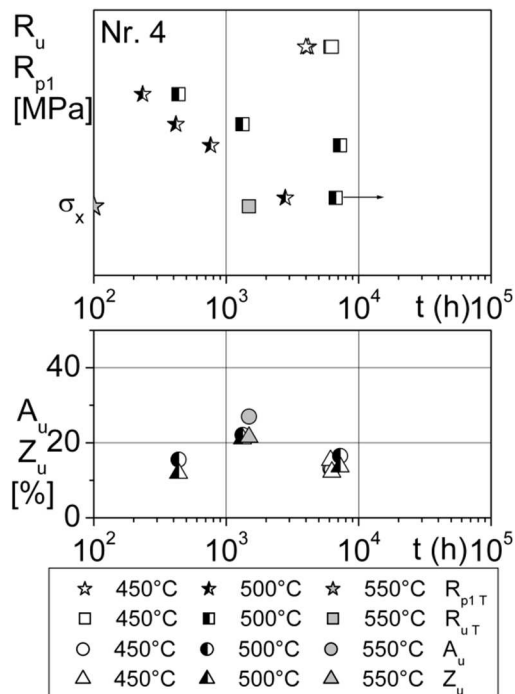


Bild 102. Zeitstand- und Zeitbruchschaubild der Testschmelze Nr. 4.

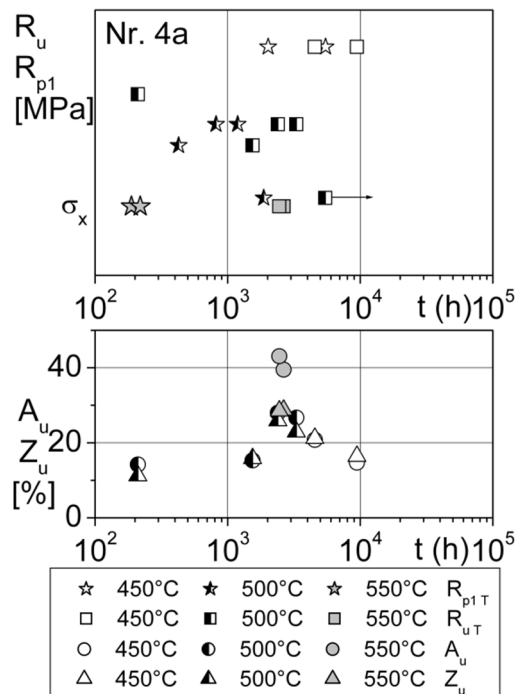


Bild 103. Zeitstand- und Zeitbruchschaubild der Bauteilprobe Nr. 4a.

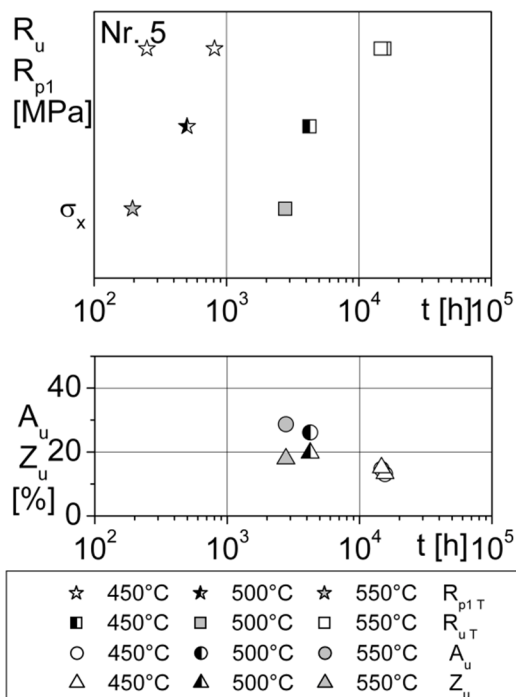


Bild 104. Zeitstand- und Zeitbruchschaubild der Testschmelze Nr. 5.

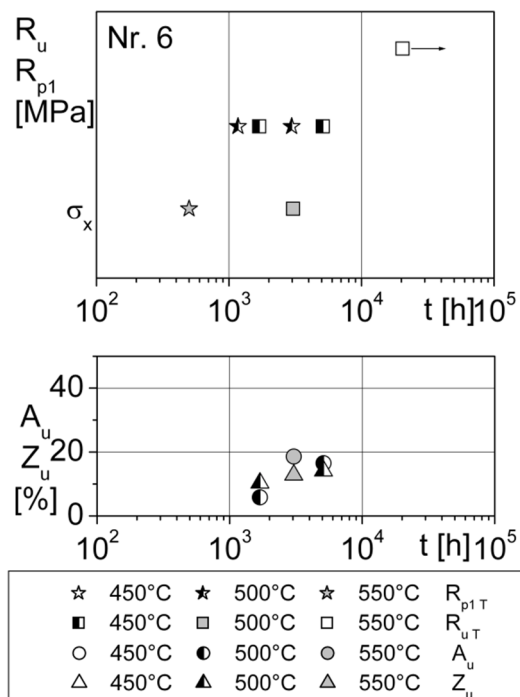


Bild 105. Zeitstand- und Zeitbruchschaubild der Testschmelze Nr. 6.

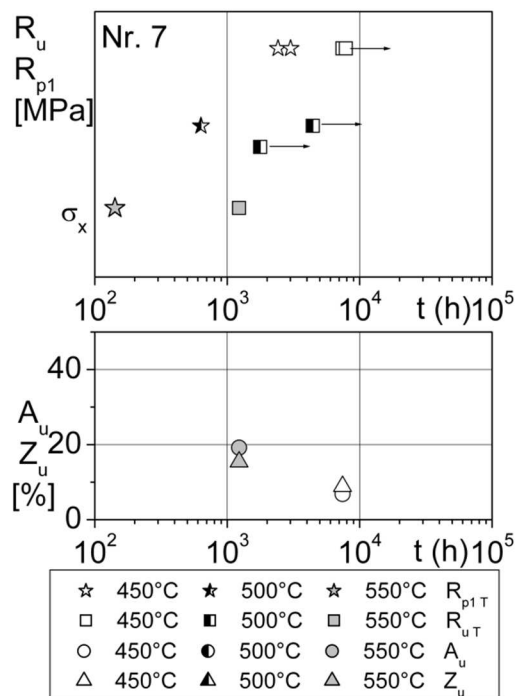


Bild 106. Zeitstand- und Zeitbruchschaubild der Testschmelze Nr. 7.

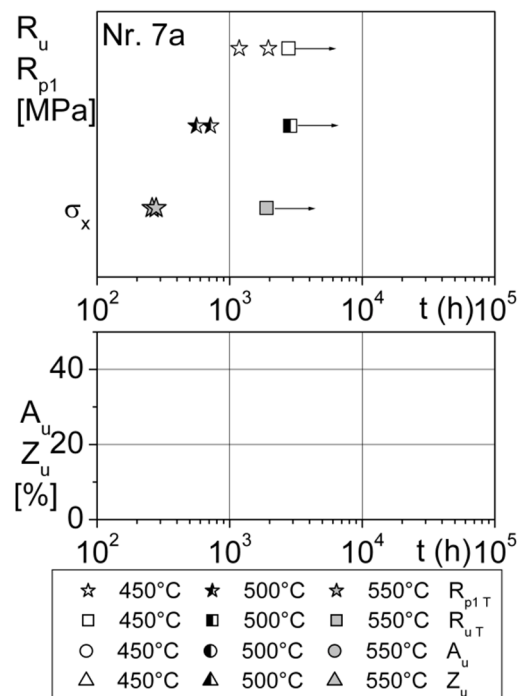


Bild 107. Zeitstand- und Zeitbruchschaubild der Bauteilprobe Nr. 7a.

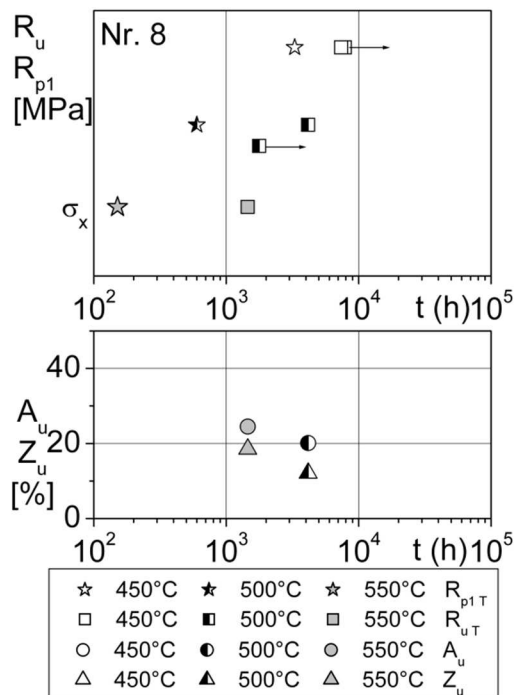


Bild 108. Zeitstand- und Zeitbruchschaubild der Testschmelze Nr. 8.

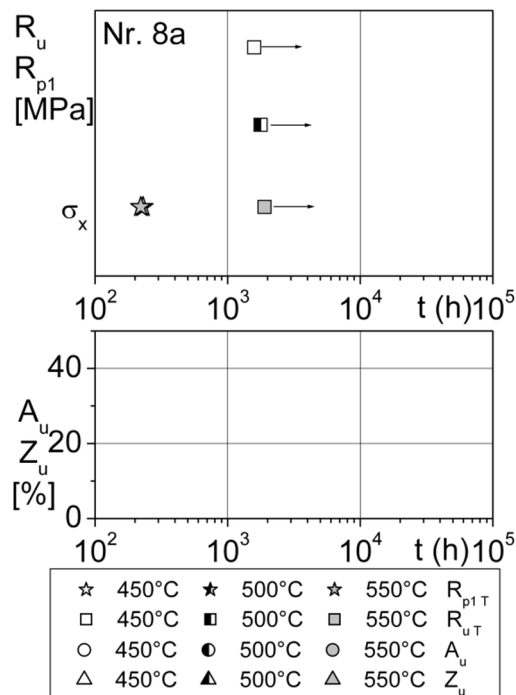


Bild 109. Zeitstand- und Zeitbruchschaubild der Bauteilprobe Nr. 8a.

In der zusammenfassenden Darstellung der Ergebnisse nach Larson-Miller wird deutlich, dass alle Testschmelzen und Bauteilproben die Referenzlegierung Nr. 1 und ihre Bauteilprobe Nr. 1a bei R_{uT} und R_{p1T} übertreffen, Bild 110 bis Bild 113. Die Ursachen dafür liegen im Gefüge der GJS-Legierungen und werden in Kap.6.4 detailliert dargestellt.

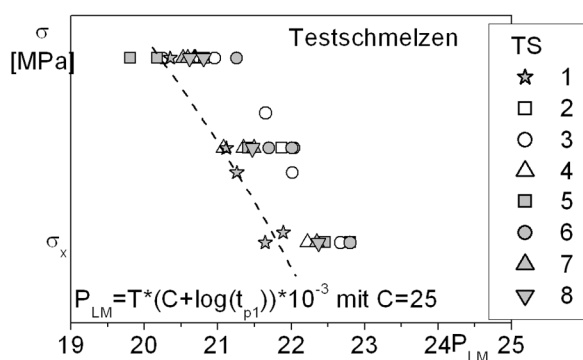


Bild 110. Auftragung der 1%-Zeitdehngrenze aller Testschmelzen nach der Larson-Miller-Methode, Trendlinie für Testschmelze Nr. 1.

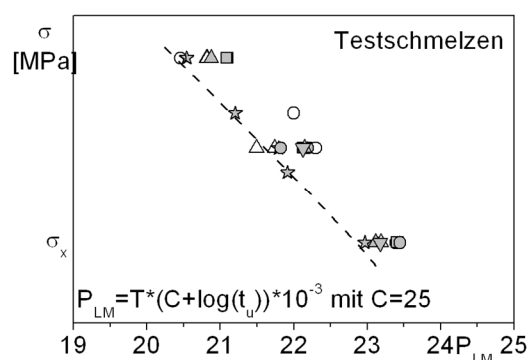


Bild 111. Auftragung der Zeitstandfestigkeit aller Testschmelzen nach der Larson-Miller-Methode, Trendlinie für Testschmelze Nr. 1.

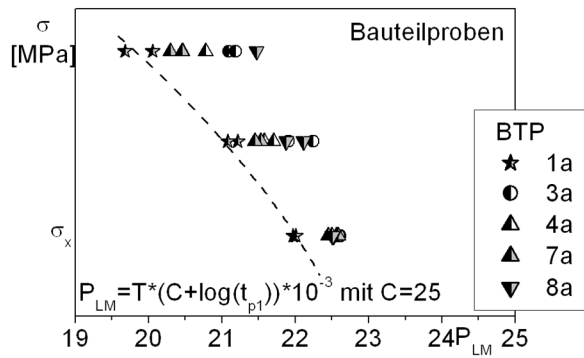


Bild 112. Auftragung der 1%-Zeitdehngrenze aller Bauteilproben nach der Larson-Miller-Methode, Trendlinie für Bauteilprobe Nr. 1a.

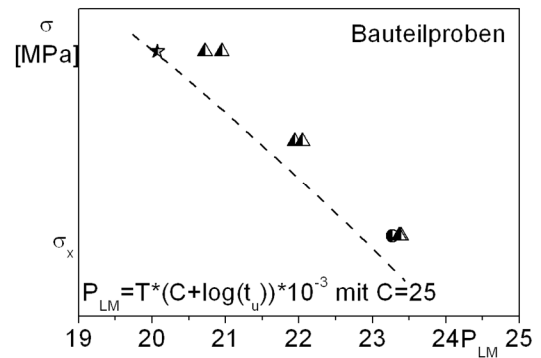


Bild 113. Auftragung der Zeitstandfestigkeit aller Bauteilproben nach der Larson-Miller-Methode, Trendlinie für Bauteilprobe Nr. 1a.

6 Beschreibung des Werkstoffverhaltens

Das Verhalten eines Gusseisens mit Kugelgraphit unter thermischer und mechanischer Beanspruchung wird im Folgenden unter Berücksichtigung der Legierungsbestandteile und des Gefüges bewertet.

Die Legierungsbestandteile Silizium (Si) und Kobalt (Co) lösen sich im kubisch raumzentrierten (krz) ferritischen Eisen-Mischkristall und sorgen je nach gelöster Menge für einen bestimmten Grad an Mischkristallverfestigung, der sich in den mechanischen Eigenschaften ausdrückt. Molybdän (Mo) weist mit Eisen (Fe) im Mo-Fe-Zustandschaubild ebenfalls eine Löslichkeit bis 4,5% Molybdän auf. Darüber hinaus bilden sich grobe Fe-Mo-C-Ausscheidungen vom Typ M_6C und feinverteilte Molybdän-Karbid [90]. Niob (Nb) scheidet sich bereits bei sehr hohen Temperaturen in der Schmelze als Niob-Karbid aus. Es löst sich nicht im Eisen-Mischkristall. Molybdän und Niob wird außerdem eine Beeinflussung der Perlitbildung und –stabilität nachgesagt [11].

Einschränkend ist zu bemerken, dass die Erkenntnisse ausschließlich aus den im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Schmelzen entspringen und nicht verallgemeinert werden können. Für allgemeine Beschreibungen von GJS sei auf die entsprechende Literatur verwiesen [11].

6.1 Bewertungskriterien

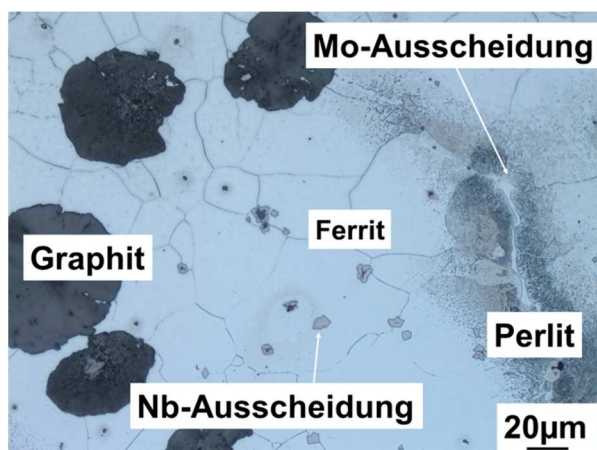


Bild 114. Metallographischer Schliff einer Testschmelze mit Gefügebestandteilen, beispielhaft.

Zur Betrachtung der Ergebnisse vor dem Hintergrund des Einflusses der Gefügebestandteile von GJS können anhand eines Gefügebildes fünf wichtige Parameter identifiziert werden, die auch einen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften der hier untersuchten GJS-Schmelzen, Tabelle 7 und Tabelle 10, haben, Bild 114. Die beiden Werkstoffgruppen Testschmelzen und Bauteilproben unterscheiden sich vornehmlich in Perli-

tanteil und Kugelzahl. Im Gefüge der Testschmelzen kann bis zu 35 % Perlit nachgewiesen werden, bei Kugelzahlen von 40 – 60 Stk/mm². Das Gefüge der Bauteilproben enthält keinen Perlit und zwischen 130 und 160 Kugeln pro mm². Im Gefüge der Testschmelzen liegen, von Perlit umgeben, skelettartige Molybdän-Ausscheidungen vor,

Bild 115. Der Perlit kann durch eine Wärmebehandlung aufgelöst werden. In einer ferritisierende geglühten Testschmelze formt sich der Perlit kugelig ein, Bild 116. In den perlitfreien Bauteilproben stellen sich die Molybdän-Ausscheidungen nadelig wie Perlit [90] dar, Bild 117.

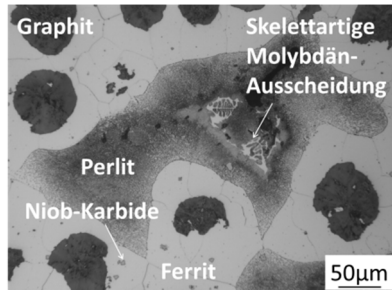


Bild 115. Gefüge der Testschmelze Nr. 3 mit Gefügebestandteilen. Ausgangszustand.

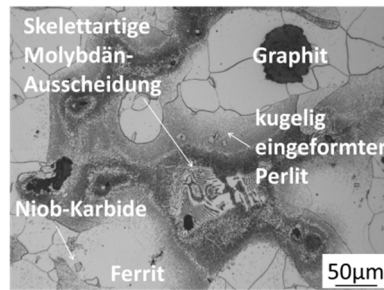


Bild 116. Gefüge der Testschmelze Nr. 3 nach ferritisierender Glühung mit Gefügebestandteilen.

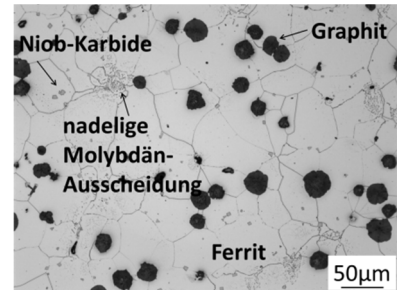


Bild 117 Gefüge der Bauteilprobe Nr. 3a mit Gefügebestandteilen. Ausgangszustand.

Zunächst werden die zur Beurteilung herangezogenen Gefügeparameter vorgestellt und ihre Eignung aufgezeigt. Dann werden alle Testschmelzen und Bauteilproben auf den Einfluss der Parameter untersucht und ihre Wirkmechanismen, vor allem in Bezug auf das Langzeitverhalten, systematisch analysiert.

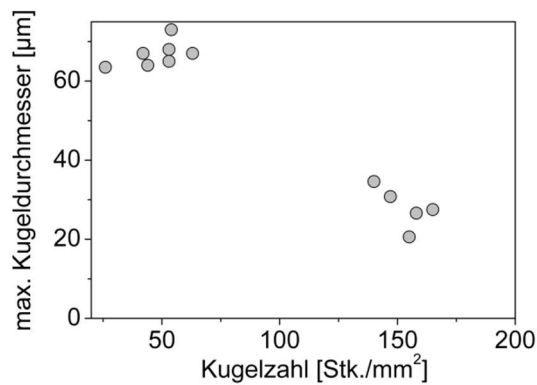


Bild 118. Zusammenhang zwischen maximalem Kugeldurchmesser und Kugelzahl.

Neben den Parametern des **Perlitanteils** und der **Kugelzahl**, die sich aus den Abkühlbedingungen bzw. dem Keimhaushalt der Schmelze ergeben, sollen die **Gehalte von Niob und Molybdän** als Maßzahlen für die prozentual im Bauteil vorliegenden Volumenanteile der Molybdän- und Niob-Ausscheidungen und die **Zugfestigkeit** als Parameter für die Festigkeit des Mischkristalls herangezogen werden. In einigen Fällen können schlüssige Ergebnisse erzielt

werden, wenn statt der Zugfestigkeit eine Betrachtung mit Hilfe des **Silizium- und Kobalt-Gehalts** geschieht. Der Parameter der Kugelzahl ist auch insoweit für die Betrachtung des Gefüges zusätzlich aussagekräftig, da die Graphitkugeln mit steigender Anzahl tendenziell kleiner werden, Bild 118 [92, 93].

Um eine verlässliche Maßzahl für die in Ausscheidungen vorliegenden Molybdän und Niob zu haben, wurden ihre Gehalte mit den in den Schliffen der Testschmelzen quantitativ erfassbaren skelettartigen Ausscheidungen in Beziehung gesetzt. Weil die

Anzahl der skelettartigen Molybdän-Ausscheidungen aufgrund ihrer unterschiedlichen Größe (teilweise bis zu mehrere mm) und Ausprägung nicht aussagekräftig ist, wurden sie als Flächen-% im Schliff der Testschmelzen bestimmt [6]. Der Anteil der nadeligen Ausscheidungen wurde nicht erfasst. Es wird jedoch von einer mit den skelettartigen Ausscheidungen vergleichbaren Korrelation ausgegangen. Die Niob-Ausscheidungen können durch ihre homogene Größe und Verteilung als Anzahl pro mm^2 erfasst werden. Es zeigt sich, dass Molybdän-Ausscheidungen in positiver Beziehung zum Molybdän-Gehalt der Schmelze stehen, Bild 119. Diese Aussage gilt auch für Niob-Ausscheidungen und Niob-Gehalt, Bild 120.

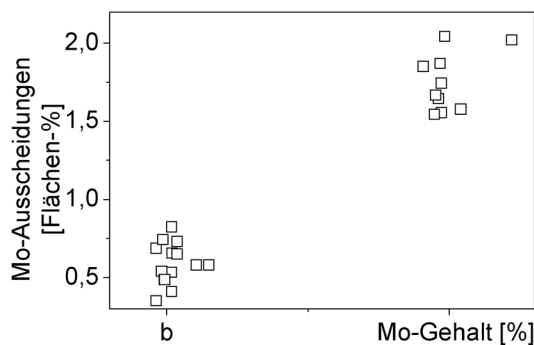


Bild 119. Zusammenhang zwischen Molybdän-Gehalt und Molybdän-Ausscheidungen im Gefüge der Testschmelzen nach [6].

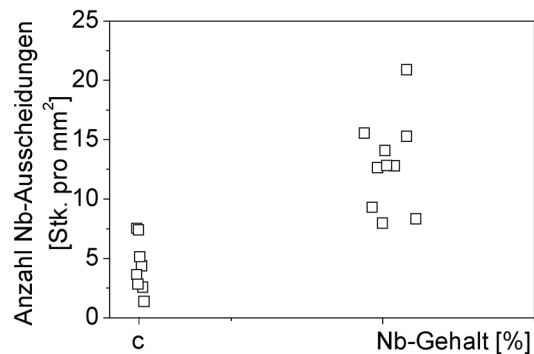


Bild 120. Zusammenhang zwischen Niob-Gehalt und Niob-Ausscheidungen im Gefüge der Testschmelzen nach [6].

Graphitkugeln und Ausscheidungen sind eingebettet in eine Mischkristall-gehärtete Ferritmatrix mit perlitischen Anteilen. Der Einfluss der Matrix, vor allem bei thermischer Beanspruchung, ist nicht direkt zu erfassen.

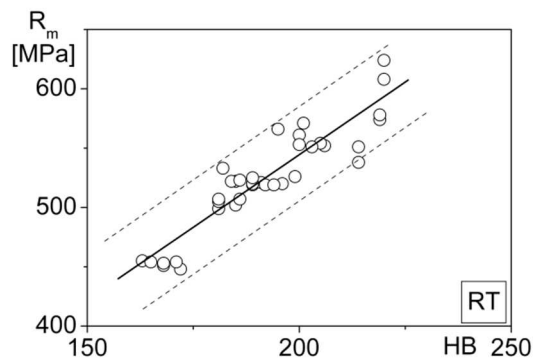


Bild 121. Zusammenhang zwischen Zugfestigkeit und Brinell-Härte bei RT.

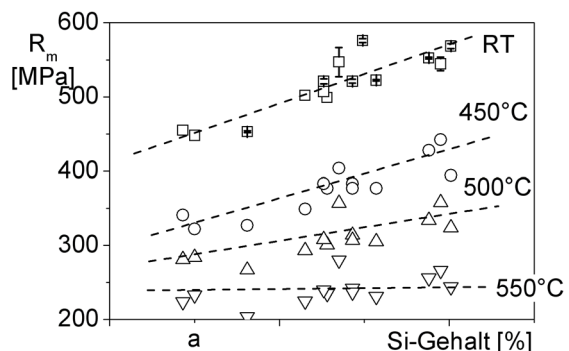


Bild 122. Zusammenhang zwischen Festigkeit des Mischkristalls (ausgedrückt in der Zugfestigkeit R_m) und Silizium-Gehalt in Abhängigkeit von der Prüftemperatur.

Es wird zur Abbildung dieser Festigkeit auf die im Zugversuch ermittelte Zugfestigkeit zurückgegriffen, Bild 121. Diese ist bei RT im Allgemeinen mit der Härte positiv korreliert und soll die Festigkeit des Mischkristalls näherungsweise beschreiben [106], siehe auch Härtevergleichstabellen DIN 50150 [107].

Die Darstellungen der mechanischen Eigenschaften in Abhängigkeit von bei gleicher Temperatur ermittelter Zugfestigkeit erfolgen in der Annahme, dass die Zugfestigkeit auch bei hohen Temperaturen positiv mit der nach dem Brinellverfahren bestimmten Härte (HB) gekoppelt ist und somit die Festigkeit des Mischkristalls hinreichend genau beschreibt. Setzt man die ermittelten Zugfestigkeiten aller Testschmelzen mit deren Silizium-Gehalt in Bezug, so ist zu erkennen, dass die Festigkeiten mit dem Silizium-Gehalt zunehmen [11, 70, 87, 25], Bild 122. Es ist außerdem erkennbar, dass dieser Effekt mit steigender Prüftemperatur abklingt, bei 550 °C ist er nicht mehr vorhanden. Die Mischkristallverfestigung ist demnach temperaturabhängig.

Das Legierungselement Kobalt hat keinen mit Hilfe von Härte oder Zugfestigkeit bestimmbar Einfluss auf die Mischkristallverfestigung oder deren Temperaturabhängigkeit, Bild 123. Auch der Anteil des im Mischkristall gelösten Molybdän [30, 35] wird von der Wirkung des Siliziums überdeckt.

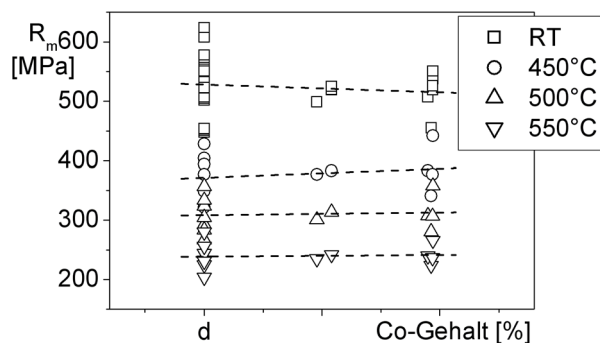


Bild 123. Einfluss des Kobalt-Gehalts auf die Zugfestigkeit der Testschmelzen und Bauteil-proben.

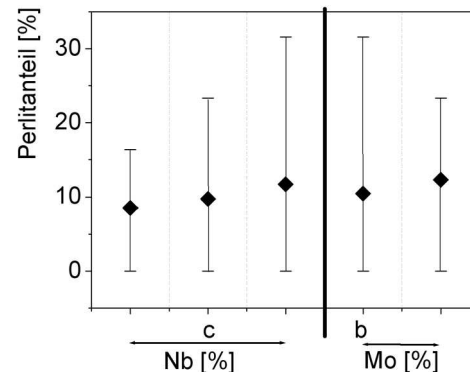


Bild 124. Zusammenhang zwischen Molybdän- und Niob-Gehalt und Perlitanteil, Mittelwerte und Spannweite der Versuchsergebnisse nach [6].

Gemäß [11, 57, 69] können Molybdän und Niob als Karbidbildner einen Einfluss auf den Perlitanteil haben. Eine Untersuchung über alle Legierungsvarianten ergibt, dass weder Molybdän noch Niob einen signifikanten Einfluss auf den Perlitanteil zeigen (Bild 124), vgl. dazu auch [25].

6.2 Kurzzeitverhalten

Zur Auswertung der Versuchsergebnisse aus den Zugversuchen können Aussagen mit Hilfe von linearen Regressionsrechnungen zu Zusammenhängen zwischen Gefügeparametern und Legierungselementen, Tabelle 7 und Tabelle 10, auf der einen Seite und den Kurzzeiteigenschaften auf der anderen Seite gemacht werden. In die Regressionsrechnungen, die mit der Software Minitab 16 durchgeführt werden, gehen die oben beschriebenen Gefügeparameter sowie die Gehalte an Silizium und Kobalt ein. Jeder dieser sog. Faktoren wird auf Signifikanz geprüft und entfernt, wenn er sich als ohne Einfluss darstellt. Dies führt zu Regressionsgleichungen mit einem hohen korrigierten R^2 -Wert, also einer hohen Übereinstimmung zwischen berechneten und gemessenen Werten. Mit REM-Aufnahmen und Schliffbildern werden die Wirkmechanismen der beteiligten Gefügeparameter geklärt.

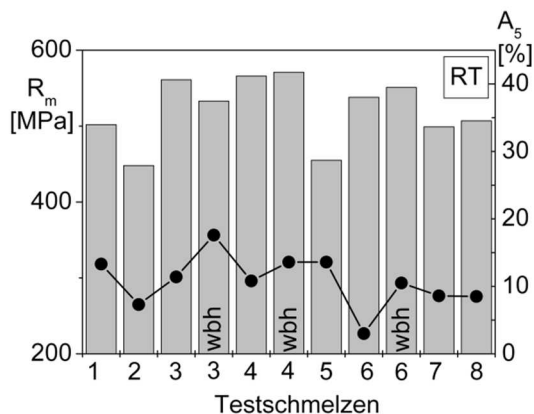


Bild 125. Ergebnisse aus den Zugversuchen bei RT aller Testschmelzen, nach Legierungsvarianten gruppiert, je ein Versuch.

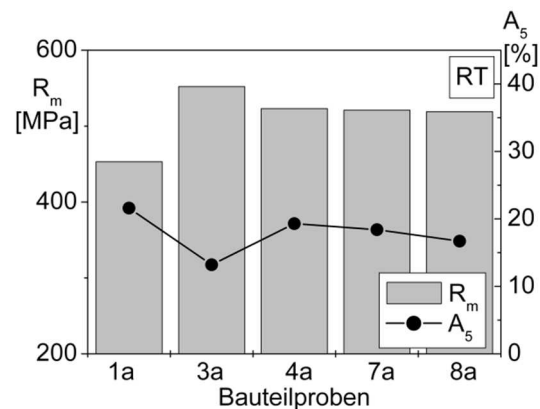


Bild 126. Ergebnisse aus den Zugversuchen bei RT aller Bauteilproben, nach Legierungsvarianten gruppiert, je zwei Versuche.

Eine Darstellung der Kurzzeiteigenschaften Zugfestigkeit und Bruchdehnung bei RT (Bild 125 und Bild 126) zeigt, dass Testschmelzen und Bauteilproben insgesamt ähnliche Zugfestigkeiten erreichen. Auch die wärmebehandelten Testschmelzen Nr. 3 wbh, Nr. 4 wbh und Nr. 6 wbh zeigen ähnliche Festigkeiten, während ihre Bruchdehnungswerte die Verformungsfähigkeit im Ausgangszustand übertreffen. Die von den Bauteilproben erreichten Bruchdehnungen liegen im Vergleich zu den Testschmelzen um die Hälfte höher.

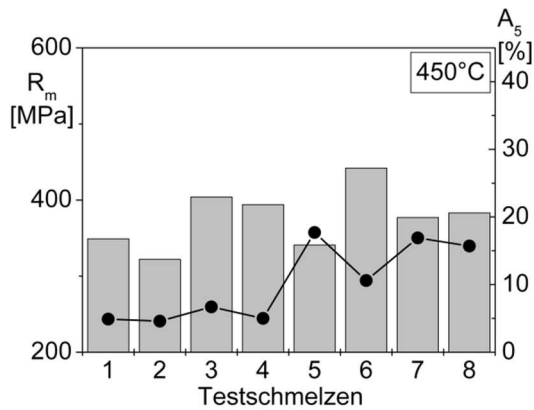


Bild 127. Ergebnisse aus den Zugversuchen bei 450 °C aller Testschmelzen, nach Legierungsvarianten gruppiert, je ein Versuch.

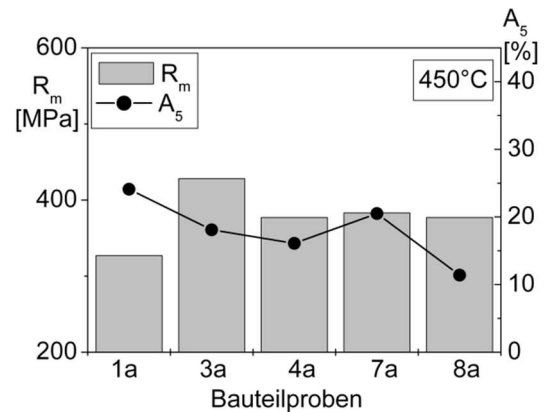


Bild 128. Ergebnisse aus den Zugversuchen bei 450 °C aller Bauteilproben, nach Legierungsvarianten gruppiert, je ein Versuch.

Betrachtet man die Ergebnisse der Zugversuche bei 450 °C, so zeigen Testschmelzen und Bauteilproben im Mittel ähnliche Festigkeiten, während die erreichten Bruchdehnungen der Testschmelzen Nr. 1 bis Nr. 4 deutlich unterhalb der Bauteilproben liegen. An den Legierungsvarianten Nr. 5 bis Nr. 8 können höhere Bruchdehnungen gemessen werden, die sich im Bereich der Bauteilproben bewegen, [Bild 127](#) und [Bild 128](#).

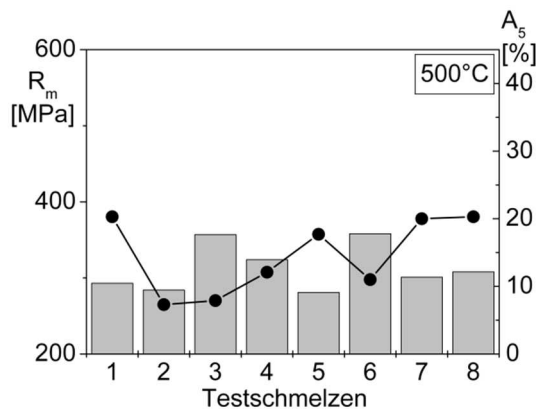


Bild 129. Ergebnisse aus den Zugversuchen bei 500 °C aller Testschmelzen, nach Legierungsvarianten gruppiert, je ein Versuch.

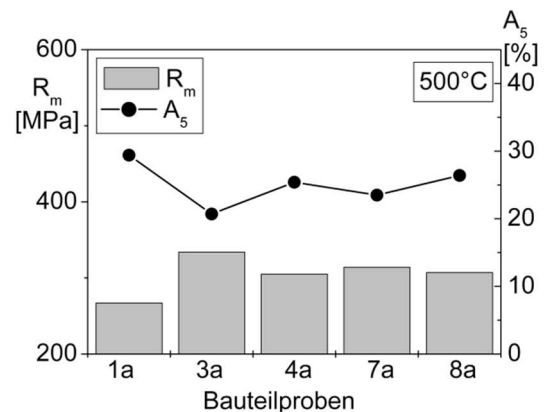


Bild 130. Ergebnisse aus den Zugversuchen bei 500 °C aller Bauteilproben, nach Legierungsvarianten gruppiert, je ein Versuch.

Die Ergebnisse der Zugversuche bei 500 °C zeigen ein ähnliches Bild, [Bild 129](#) und [Bild 130](#). Dabei wird deutlich, dass die Bauteilproben, wie bei allen Prüftemperaturen, wesentlich höhere Bruchdehnungen als die Testschmelzen erreichen.

Auch bei 550 °C setzt sich dieser Trend fort, [Bild 131](#) und [Bild 132](#). Bemerkenswert ist die Testschmelze Nr. 2, deren Bruchdehnung bei keiner Temperatur über 10 % steigt.

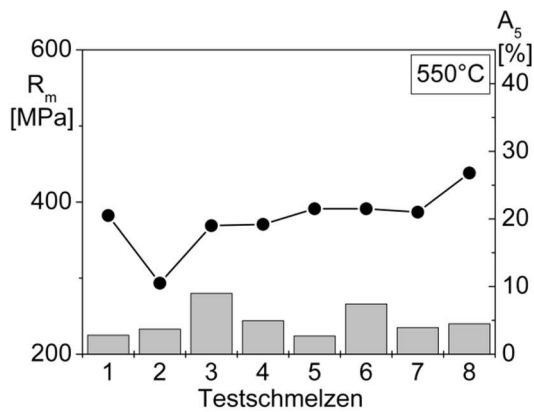


Bild 131. Ergebnisse aus den Zugversuchen bei 550 °C aller Testschmelzen, nach Legierungsvarianten gruppiert, je ein Versuch.

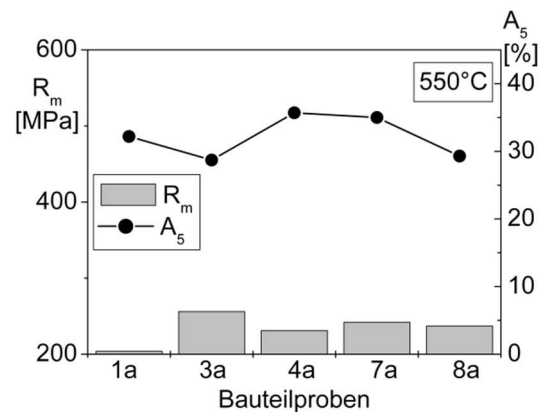


Bild 132. Ergebnisse aus den Zugversuchen bei 550 °C aller Bauteilproben, nach Legierungsvarianten gruppiert, je ein Versuch.

Zusammenfassend ist festzustellen, dass die Testschmelzen und ihre zugehörigen Bauteilproben mit gleicher chemischer Zusammensetzung bei allen Temperaturen ähnliche Festigkeiten erreichen. Die gemessenen Bruchdehnungen hingegen differieren deutlich. Die Testschmelzen zeigen über den gesamten Temperaturverlauf eine deutlich reduzierte Verformungsfähigkeit gegenüber den Bauteilproben. Die wärmebehandelten Testschmelzen erreichen ähnliche Festigkeiten wie die Testschmelzen im Ausgangszustand und deutlich höhere Bruchdehnungen bei RT, die sich jedoch unterhalb der Ergebnisse der Bauteilproben bewegen.

Lineare Regressionen über die Daten der Testschmelzen und Bauteilproben zeigen detailliert, in welchem Maß die Gefügeparameter und Legierungselemente je nach Prüftemperatur die mechanischen Kurzzeiteigenschaften beeinflussen.

Die hier generierten Gleichungen geben die Zusammenhänge aus den untersuchten Legierungsvarianten wieder und können nicht verallgemeinert werden.

Die linearen Regressionen erfolgen nach Testschmelzen und Bauteilproben getrennt, weil die Ausprägung der Molybdän-Ausscheidungen differiert und das Gefüge der Bauteilproben perlitfrei ist. Dies macht eine Gruppierung der Daten und somit bessere Regressionen der homogenen Daten möglich. Die Unterschiede der beiden Datenmengen werden bei der Interpretation der Ergebnisse berücksichtigt.

Die beste Anpassung bei normalverteilten Daten ergibt sich für die Versuche bei RT aus den Testschmelzen und den Bauteilproben, Gleichungen (6) und (8). Die Regressionsgleichungen lassen den Schluss zu, dass Silizium für die Testschmelzen das wichtigste Legierungselement zur Steigerung der Festigkeit darstellt. Außerdem ist eine leichte Abhängigkeit vom Perlitanteil zu beobachten, Gleichung (6). Im Gegensatz dazu sind für die perlitfreien Bauteilproben zusätzlich zu Silizium auch die Einflüsse

der Elemente Molybdän, Kobalt und Niob, als reduzierender Faktor, signifikant, Gleichung (8). Aus der Tatsache, dass die Zugfestigkeit der Bauteilproben in besonderem Maße positiv vom Molybdän-Gehalt der Schmelzen und somit von den nadeligen Ausscheidungen beeinflusst wird, macht deutlich, in welchem Maße deren Form von Relevanz ist. In der Literatur wird ein verfestigender Effekt des Molybdän beschrieben, jedoch ohne dabei auf die Form der Ausscheidungen einzugehen [70]. Er beruht auf der Stützwirkung der härteren Ausscheidungen im weicheren Gefüge. Die Regressionen zeigen, dass feine nadelige Ausscheidungen eine bessere Stützwirkung haben als skelettartige. Niob-Ausscheidungen haben diese Wirkung aufgrund ihrer geringen Größe und Menge im Gefüge nicht. Der in Gleichung (8) sichtbare negative Einfluss des Niob, gemeinsam mit einem positiven Einfluss durch Kobalt, wird durch die geringe Streubreite der Versuchsergebnisse verursacht.

$$\text{Zugfestigkeit (TS, RT)} = 156 + 2,88 \text{ Perlit} + 93 \text{ Si} \quad (6)$$

$$R^2_{\text{korr}} = 97,7 \% \quad (7)$$

$$\text{Zugfestigkeit (BTP, RT)} = -259 + 146 \text{ Si} + 511 \text{ Mo} + 57,2 \text{ Co} - 49,3 \text{ Nb} \quad (8)$$

$$R^2_{\text{korr}} = 99,6 \% \quad (9)$$

Die korrigierten R^2 -Werte erreichen bei diesen Rechnungen Werte nahe 100 %, die Anpassung der Regression an die Versuchsdaten ist sehr gut, Gleichungen (7) und (9).

Es fällt auf, dass der Perlitanteil in der Regression zu den Testschmelzen im Vergleich untereinander einen leicht positiven Einfluss hat. In der Literatur [108] wird mit steigendem Perlitanteil in unlegiertem GJS ebenfalls eine deutliche Zunahme der Zugfestigkeit R_m bei RT beobachtet. Vergleicht man Testschmelzen und Bauteilproben miteinander, bewegen sich die Festigkeiten auf dem gleichen Niveau. Es kann kein Unterschied zwischen perlithaltigen und perlitfreien Legierungsvarianten gefunden werden. Mikrohärtemessungen an der perlithaltigen Testschmelze Nr. 3 zeigen jedoch im perlitischen Bereich signifikant höhere Härtewerte als im Ferrit, Bild 133. Bei Anteilen von bis zu 30 % im Gefüge hat dies noch keine signifikante Auswirkung auf die Zugfestigkeit.

$$\text{Bruchdehnung (TS, RT)} = 17,1 - 11,9 \text{ Mo} \quad (10)$$

$$R^2_{\text{korr}} = 48,3 \% \quad (11)$$

$$\text{Bruchdehnung (BTP, RT)} = 159 - 17,6 \text{ Si} - 150 \text{ Mo} - 5,22 \text{ Co} \quad (12)$$

$$R^2_{\text{korr}} = 83,7 \% \quad (13)$$

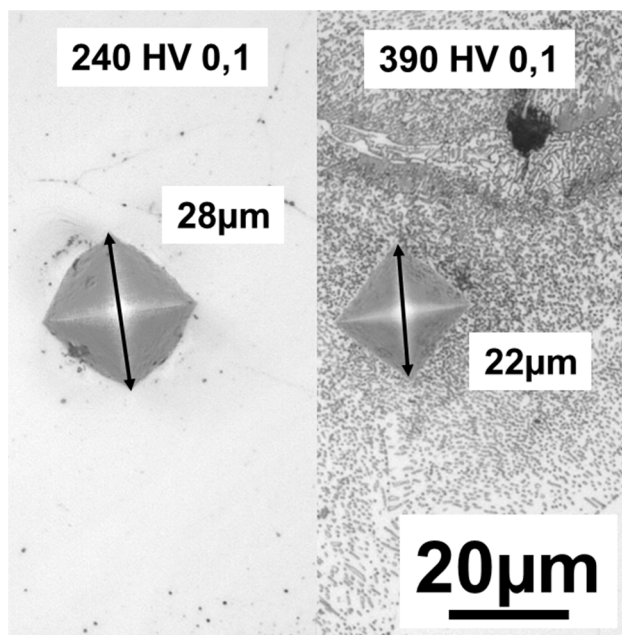


Bild 133. Mikrohärtemessung HV 0,1 in ferritischem und perlitischem Gefüge der Testschmelze Nr. 3 mit 3,5% Si.

Eine Betrachtung der Bruchdehnung als Maß der Verformungsfähigkeit bei RT zeigt, dass Molybdän den wichtigsten reduzierenden Faktor im GJS-Gefüge darstellt, Gleichungen (10) und (12). Die skelettartigen Ausscheidungen der Testschmelzen verringern die Verformungsfähigkeit ebenso wie die nadeligen durch ihre innere Kerbwirkung. Die korrigierten R^2 -Werte sind jedoch niedrig, was auf eine wenig optimale Anpassung aufgrund möglicher nicht berücksichtigter Parameter hindeutet, Gleichungen (11) und (13).

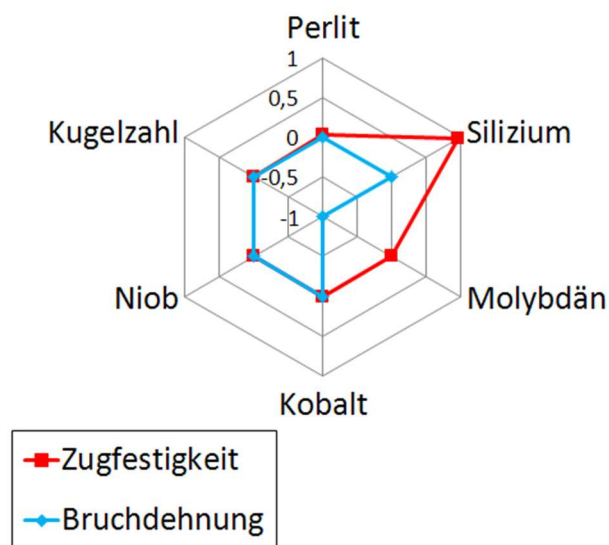


Bild 134. Netzdiagramm zu den linearen Regressionsrechnungen, Gleichungen (6) und (10).

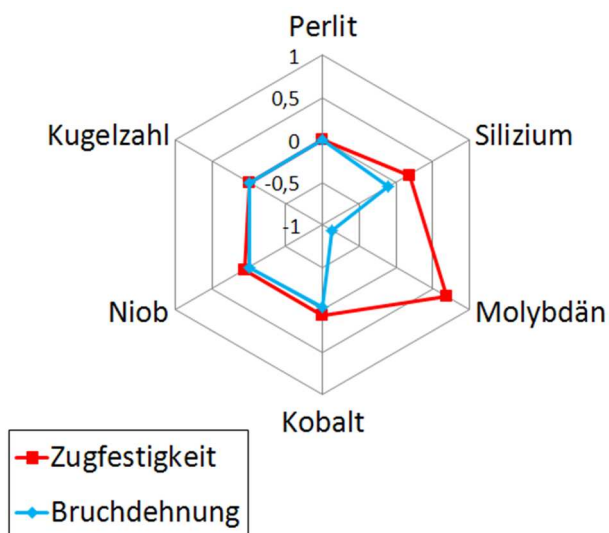


Bild 135. Netzdiagramm zu den linearen Regressionsrechnungen, Gleichungen (8) und (12).

Trägt man die Ausprägung der Gefügeparameter, wie sie sich in den Regressionsgleichungen darstellen, graphisch in Netzdiagrammen auf, ist ein direkter Vergleich zwischen Testschmelzen und Bauteilproben über eine Normierung möglich, Bild 134 und Bild 135. Dabei wird der Anteil der Gewichte der Gefügeparameter auf die Summe aller Gewichte bezogen. Der das Verformungsvermögen reduzierende Gefügeparameter ist sowohl bei der Betrachtung der Testschmelzen als auch der Bauteilproben der Molybdän-Gehalt. Die Festigkeit wird in beiden Fällen vom

zugegebenen Silizium erhöht. Der deutliche Ausschlag des Molybdän in Bild 135 ist ein statistischer Effekt in Folge der sehr homogenen Versuchsergebnisse der Bauteilproben und daher vernachlässigbar.

Im Vergleich der Testschmelzen und der wärmebehandelten Testschmelzen ist zu erkennen, dass der kugelig eingeformte Zementit nach der Wärmebehandlung eine leichte Zunahme der Festigkeit zur Folge hat, die Bruchdehnung jedoch deutlich erhöht. Dieser direkte Vergleich zeigt, dass Perlit die Bruchdehnungswerte der Testschmelzen signifikant reduziert. In den perlitfreien Bauteilproben verringern neben den Molybdän-Ausscheidungen die Mischkristall-gehärtete Matrix mit zunehmenden Silizium- und Kobalt- Gehalten das Verformungsvermögen. Der Effekt ist im Vergleich zu dem des Molybdäns jedoch sehr gering.

Bei 450 °C ist ein positiver Einfluss des Silizium-Gehalts auf die Zugfestigkeit der Testschmelzen zu beobachten, Gleichung (14). Die Anpassung ist jedoch nicht optimal gelungen, Gleichung (15). Eine Regression für die Bruchdehnungswerte bei 450 °C ist nicht möglich, da keiner der betrachteten Parameter signifikant ist. Dies konnte bereits in Kap.4 bei der Betrachtung des Dehnungsminimums festgestellt werden.

$$\text{Zugfestigkeit (TS, 450 °C)} = 189 + 58,0 \text{ Si} \quad (14)$$

$$R^2_{\text{kor}} = 71,1 \% \quad (15)$$

Aufgrund der geringen Zahl von Versuchswerten bei den Bauteilproben ist es im Rahmen dieser Arbeit nicht möglich, Regressionsrechnungen aus den Ergebnissen der Zugversuche bei 450 °C, 500 °C und 550 °C zu erstellen. Bild 128, Bild 130 und Bild 132 geben einen Hinweis auf den Effekt des Siliziums auch bei höheren Temperaturen. Ein Vergleich der Referenzlegierung Nr. 1a (2,8 % Si) mit der Bauteilprobe Nr. 3a zeigt, dass die Legierung mit dem höheren Silizium-Gehalt auch höhere Zugfestigkeiten erreicht.

Die Regressionen zu den Versuchsergebnissen der Testschmelzen bei 500 °C und 550 °C zeigen einen Einfluss von Kugelzahl und Perlitanteil auf die Festigkeit, während der Einfluss der Legierungselemente, besonders des Siliziums, immer weiter zurückgeht, erkennbar an einer sinkenden Gewichtung des Silizium-Gehalts in den Gleichungen, Gleichungen (16), (18) und (19). Dies gibt einen Hinweis darauf, dass im Gefüge während einer zeitunabhängigen Verformung Mechanismen ablaufen, die nicht von den hier identifizierten Gefügeparametern beeinflusst werden. Sobald der Effekt des Siliziums schwächer wird, kann ein Einfluss von Kobalt auf die Festigkeit der Testschmelzen beobachtet werden.

$$\text{Zugfestigkeit (TS, 500 °C)} = - 187 + 88,5 \text{ Si} + 64,4 \text{ Mo} + 40,5 \text{ Co} + 1,8 \text{ Ku} \quad (16)$$

gelzahl + 5 Perlit

$$R^2_{\text{kor}} = 98,8 \% \quad (17)$$

$$\text{Zugfestigkeit (TS, 550 °C)} = - 134 + 60,4 \text{ Si} + 52,8 \text{ Mo} + 30,8 \text{ Co} + 1,59 \quad (18)$$

Kugelzahl + 4,26 Perlit

$$R^2_{\text{kor}} = 98,6 \% \quad (19)$$

$$\text{Bruchdehnung (TS, 550 °C)} = 25,2 - 12,5 \text{ Mo} + 6,46 \text{ Co} \quad (20)$$

$$R^2_{\text{kor}} = 70,4 \% \quad (21)$$

Der zu beobachtende Einfluss der Kugelzahl deckt sich mit den Erkenntnissen aus der Literatur [11]. Jede Graphitkugel ist ein Ort der Spannungsüberhöhung, eine „runde Kerbe“, in der Matrix. Plastifizierende Prozesse aufgrund des höheren Spannungsgradienten können diese Spannungsspitzen abbauen und sorgen in Summe so für ein hohes Verformungsvermögen [5, 109, 110].

Ein auf das Verformungsverhalten negativer Effekt wird auch bei sehr hohen Temperaturen noch von den skelettartigen Molybdän-Ausscheidungen ausgeübt. Anhand metallographischer Untersuchungen kann dies bestätigt werden, Bild 136 und Bild 137. Die Testschmelze Nr. 2 zeigt mit ihren geringen Bruchdehnungswerten den zu Grunde liegenden Effekt besonders deutlich. In den Testschmelzen findet sich nahezu in jedem perlitischen Bereich eine skelettartige Molybdän-Ausscheidung. Entlang dieser Ausscheidung laufen Risse schnell, das umliegende ferritische Gefüge wird kaum plastisch verformt.

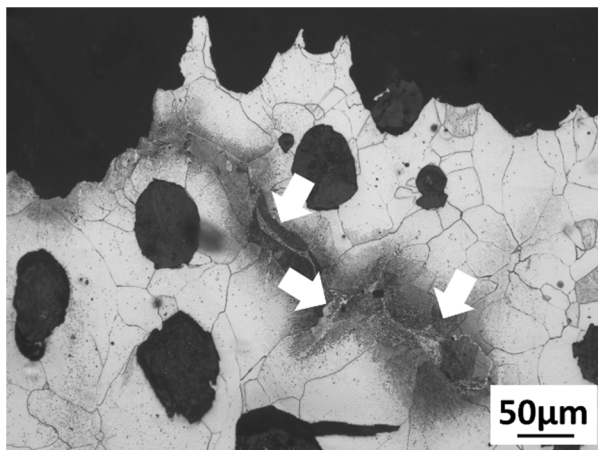


Bild 136. Metallographischer Schliff der Zugprobe aus Nr. 2, 550°C, Molybdän-Ausscheidungen in Perlit eingebettet (Pfeil).

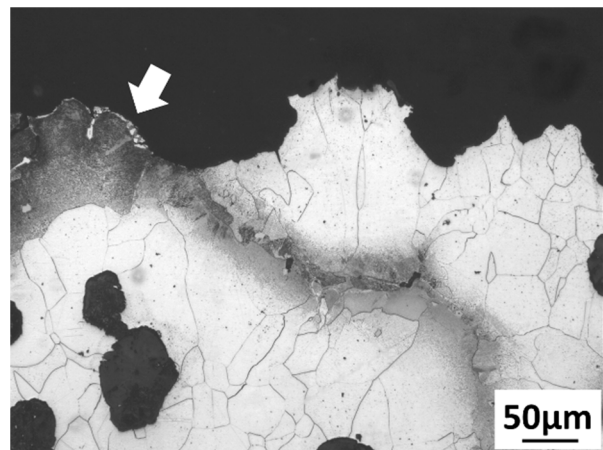


Bild 137. Metallographischer Schliff senkrecht zur Bruchfläche einer Zugprobe aus Nr. 2, RT. Beteiligung der Molybdän-Ausscheidungen und des Perlits am Bruch (Pfeil).

- **Silizium** ist der für die Kurzzeitfestigkeit wichtigste Legierungszusatz. Es steigert die Zugfestigkeit deutlich, siehe dazu auch [11].
- Ein leicht verfestigender Effekt von **Kobalt** kann mit Hilfe der Regressionsrechnungen bei den Prüftemperaturen nachgewiesen werden, bei denen der Einfluss des Siliziums schwindet.
- **Perlit** reduziert die Bruchdehnung der Testschmelzen signifikant, da die Risse in perlitischem Gefüge schneller laufen, ohne eine plastische Verformung hervorzurufen. Es zeigt bei RT einen leichten Einfluss auf die Festigkeit.
- **Skelettartige Molybdän-Ausscheidungen** im Gefüge der Testschmelzen steigern ab 500 °C die Festigkeit, reduzieren jedoch gleichzeitig die Bruchdehnung der Legierungen stark, siehe [5, 11].
- **Nadelige Molybdän-Ausscheidungen** verfestigen das Gefüge der Bauteilproben bereits bei RT stark. Auch hier ist eine die Verformungsfähigkeit reduzierende Tendenz erkennbar.
- Die **Kugelhahl** zeigt keinen Einfluss auf die Verformungsfähigkeit. Mit zunehmender Anzahl verbessern Graphitkugeln aber die Festigkeiten der Testschmelzen bei hohen Temperaturen.
- Die Kombination aus perlitfreiem Gefüge mit bis zu zehnmal mehr Graphitkugeln und feinen nadeligen Molybdän-Ausscheidungen führt bei allen Prüftemperaturen zu einer deutlich besseren Bruchverformung bei gleicher Festigkeit.

6.3 Dehnwechselverhalten

Die Dehnwechselversuche werden vergleichend bei zwei Dehnungsamplituden durchgeführt. Unter Beanspruchung mit hoher Dehnungsamplitude ($\Delta\varepsilon_1$) erfährt der Werkstoff starke Verformungen. Seine Ermüdungslebensdauer ist daher primär abhängig von seiner Verformungsfähigkeit. Bei geringer Dehnungsamplitude ($\Delta\varepsilon_3$) dagegen ist die Ermüdungslebensdauer eine Funktion der Festigkeit [33]. Ergänzende Versuche bei höheren Temperaturen und einer weiteren Dehnungsamplitude ($\Delta\varepsilon_2$) stützen die Regression im Anrisschaubild.

Um die Einflüsse der Gefügeparameter zu bestimmen, werden alle Dehnwechselversuche berücksichtigt, die aufgrund eines Anrisses beendet wurden und wo auf der Bruchfläche der Proben keine Mikrolunker nachgewiesen werden konnten, Bild 138 bis Bild 141.

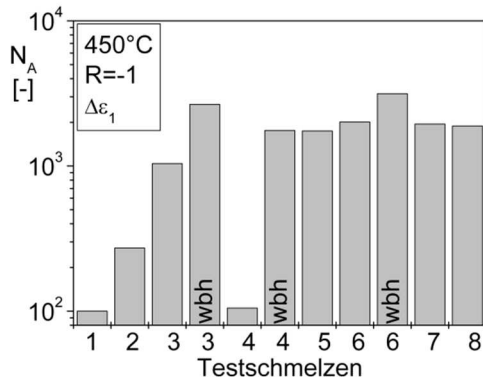


Bild 138. Ergebnisse aus den Dehnwechselversuchen bei 450 °C aller Testschmelzen bei hoher Dehnschwingbreite, nach Legierungsvarianten gruppiert.

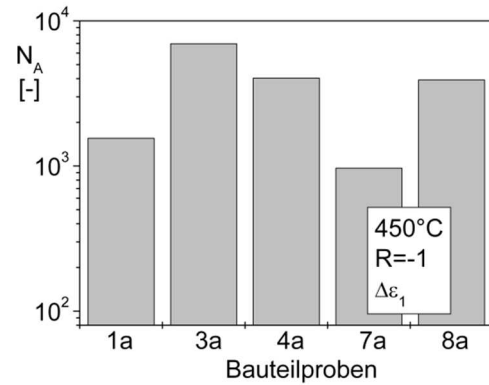


Bild 139. Ergebnisse aus den Dehnwechselversuchen bei 450 °C aller Bauteilproben bei hohen Dehnschwingbreiten, nach Legierungsvarianten gruppiert.

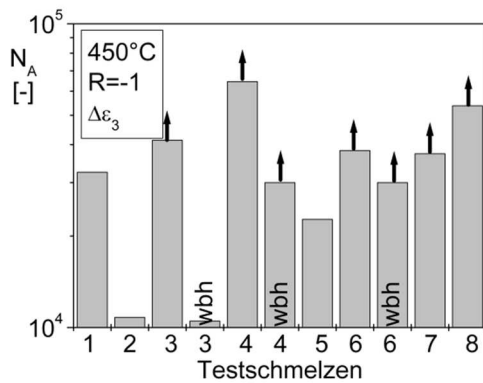


Bild 140. Ergebnisse aus den Dehnwechselversuchen bei 450 °C aller Testschmelzen bei geringer Dehnschwingbreite, nach Legierungsvarianten gruppiert (Pfeil: Versuch ohne Anriss beendet).

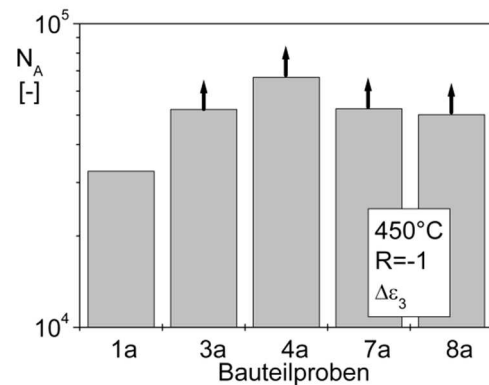


Bild 141. Ergebnisse aus den Dehnwechselversuchen bei 450 °C aller Bauteilproben bei geringer Dehnschwingbreite, nach Legierungsvarianten gruppiert (Pfeil: Versuch ohne Anriss beendet).

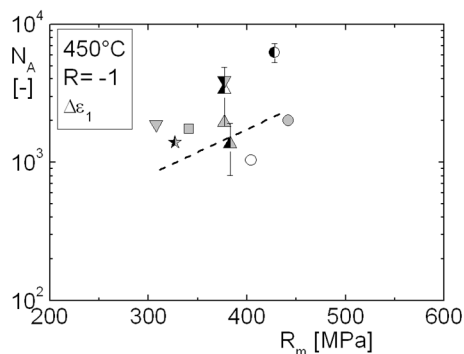


Bild 142. Zusammenhang zwischen erreichter Anrisswechselzahl und Zugfestigkeit im Dehnwechselversuch bei 450°C und hoher Dehnschwingbreite, Trendlinie.

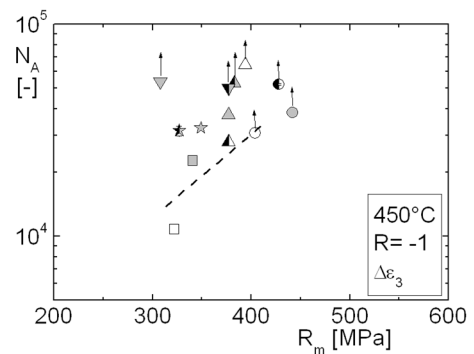


Bild 143. Zusammenhang zwischen erreichter Anrisswechselzahl und Zugfestigkeit im Dehnwechselversuch bei 450°C und geringer Dehnschwingbreite, Trendlinie.

Die durchgeführten Regressionsrechnungen lassen keine Schlüsse auf Zusammenhänge zwischen den Gefügeparametern und dem Dehnwechselverhalten bei den untersuchten Schwingbreiten bei 450 °C zu. Daher werden die Versuchsdaten für jeden Gefügeparameter, der einen erkennbaren Einfluss hat, aufbereitet und qualitativ bewertet. Da zum Dehnwechselverhalten von GJS-Legierungen bei hohen Temperaturen kaum Publikationen existieren [25, 38], wird auf vorhandene Parallelen zum Ermüdungsverhalten bei RT hingewiesen.

In den Dehnwechselversuchen bei hoher und geringer Dehnschwingbreite kann ein positiver Einfluss der Zugfestigkeit auf die Anrisszyklenzahl festgestellt werden, Bild 142 und Bild 143. Da die Höhe der Zugfestigkeit direkt vom Silizium-Gehalt bestimmt wird, vgl. Bild 122, nimmt auf die erreichbare Anrisszyklenzahl mit dem Silizium-Gehalt zu. Diese Feststellung ist nur in einem *dichten Gefüge ohne entartete Graphite* gültig und entspricht den Beobachtungen aus Versuchen bei RT [33]. Porositäten und Entartungen führen zu einem deutlichen Verlust an Lebensdauer. Der Effekt wird von einem verformungsarmen Mischkristall, perlitisch oder ferritisch mit hohem Silizium-Gehalt, durch dessen Kerbempfindlichkeit noch verstärkt [38].

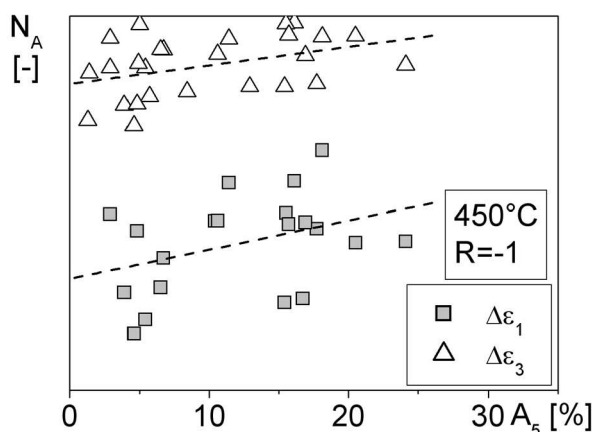


Bild 144. Einfluss der im Zugversuch bei 450 °C ermittelten Bruchdehnung als Maß für die Verformungsfähigkeit auf die erreichte Anrisszyklenzahl, alle Testschmelzen und Bauteilproben [1].

Die Verformungsfähigkeit der GJS-Legierungen und deren Einfluss auf das Dehnwechselverhalten lässt sich mit Hilfe der Bruchdehnung darstellen, Bild 144. Sowohl die hohen als auch die geringen Dehnschwingbreiten werden vom Werkstoff besser „ertragen“, wenn er eine ausreichend hohe Bruchdehnung im Zugversuch bei gleicher Temperatur erreichen kann. Die hohe Streuung der Versuchswerte bei Dehnschwingbreite $\Delta\epsilon_1$ ist der logarithmischen Auftragung geschuldet. Bei der untersuchten Temperatur von 450 °C lassen sich aus

Regressionsrechnungen keine Korrelationen zwischen Bruchdehnung und Gefügebestandteilen finden, vgl. Bild 127 und Bild 128.

Perlit ist bei RT für ferritisch-perlitisches GJS ein die Lebensdauer begrenzender Faktor, viele runde Graphitkugeln im Gefüge verbessern bei RT und bei hohen Temperaturen die Lebensdauer [33, 44, 54], da die Risse bei jeder Graphitkugel stoppen und neu initiiert werden müssen. Vergleicht man die Ergebnisse der Dehnwechselversuche bei Testschmelzen, wärmebehandelten Testschmelzen und Bauteilproben miteinander, so wird ein Einfluss des Perlitanteils sichtbar. Die perlitfreien wärmebehandelten

Proben erreichen bei hohen Dehnschwingbreiten $\Delta\varepsilon_1$ höhere Anrisswechselzahlen als ihre perlithaltigen Geschwister, Bild 138. Ebenso können höhere Anrisszyklenzahlen der Bauteilproben beobachtet werden, Bild 139. Für die Versuche bei geringer Dehnschwingbreite ist keine klare Aussage möglich, da viele Versuche nach Erreichen der Ziellaufzeit ohne Anriss beendet wurden. Es ist jedoch tendenziell feststellbar, dass perlitfreie Bauteilproben höhere Anrisszyklenzahlen erreichen. Daraus kann geschlossen werden, dass perlitische Anteile auch in Dehnwechselversuchen bei 450 °C die Ermüdungslebensdauer der untersuchten GJS-Legierungen reduziert.

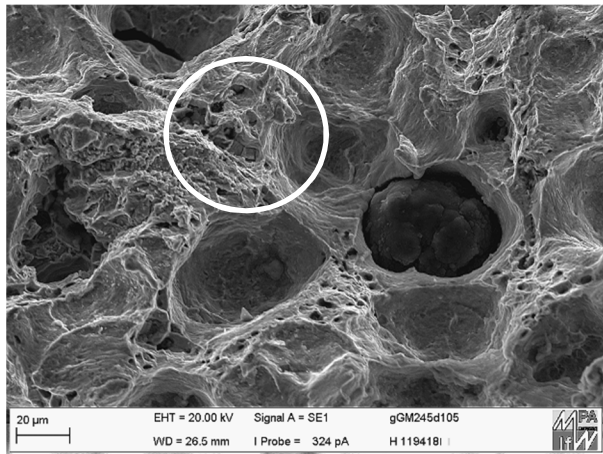


Bild 145. REM-Aufnahme einer Dehnwechselprobe aus 3a. Niob-Karbide auf dem Grunde wabenförmiger duktiler Bruchstrukturen.

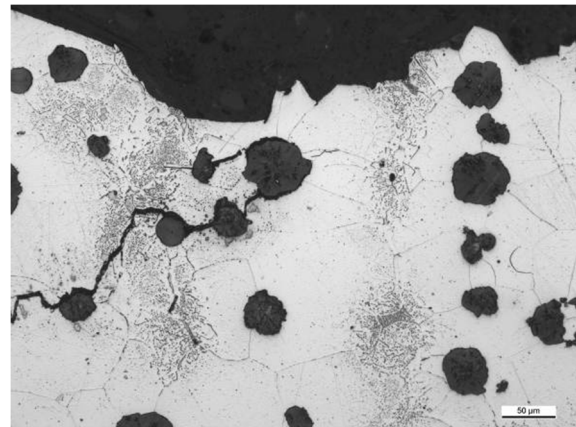


Bild 146. Rissverlauf einer Dehnwechselprobe der 4a unter Beteiligung von Molybdän-Ausscheidungen und Graphitkugeln. Sprödes Bruchbild.

Der Einfluss der Molybdän- und Niob-Ausscheidungen auf das Dehnwechselverhalten kann mit Hilfe von metallographischen Untersuchungen dargestellt werden. Auf der Bruchfläche einer im REM untersuchten Dehnwechselprobe finden sich duktile Waben unterschiedlicher Größe. Am Grund kleiner Waben finden sich vereinzelt Niob-Karbide, Bild 145. Diese Karbide sorgen in ihrem direkten Umfeld lokal für eine starke plastische Verformung des Ferrit. Es können keine direkten Einflüsse der Niob-Ausscheidungen auf die Anrisszyklenzahlen beobachtet werden.

Metallographische Schiffe quer zur Bruchfläche einer Dehnwechselprobe aus der Bauteilprobe Nr. 4a zeigen nadelige Molybdän-Ausscheidungen an der Bruchfläche und in der Umgebung eines Risses, Bild 146. Es kann vermutet werden, dass die Ausscheidungen mit weiter zunehmender Matrixhärte und somit auch zunehmender Kerbempfindlichkeit des Werkstoffs zu einer Abnahme der Lebensdauer führen können, die bei RT beobachtbar [33, 54]. Die Form der Ausscheidungen spielt eine entscheidende Rolle: Je feiner die Ausscheidungen sind, desto höher ist die erreichbare Ermüdungslebensdauer.

Der bei 450 °C beobachtete Effekt der Beteiligung von Perlit und Molybdän-Ausscheidungen an Ermüdungsrissen kann auch bei Versuchen bei höheren Temperaturen nachgewiesen werden. Exemplarisch für die Testschmelze Nr. 3 und eine perlitfreie Probe der Nr. 3a sind Schliffe senkrecht zur Bruchfläche in Abhängigkeit von Temperatur und Dehnschwingbreite in Bild 147 dargestellt.

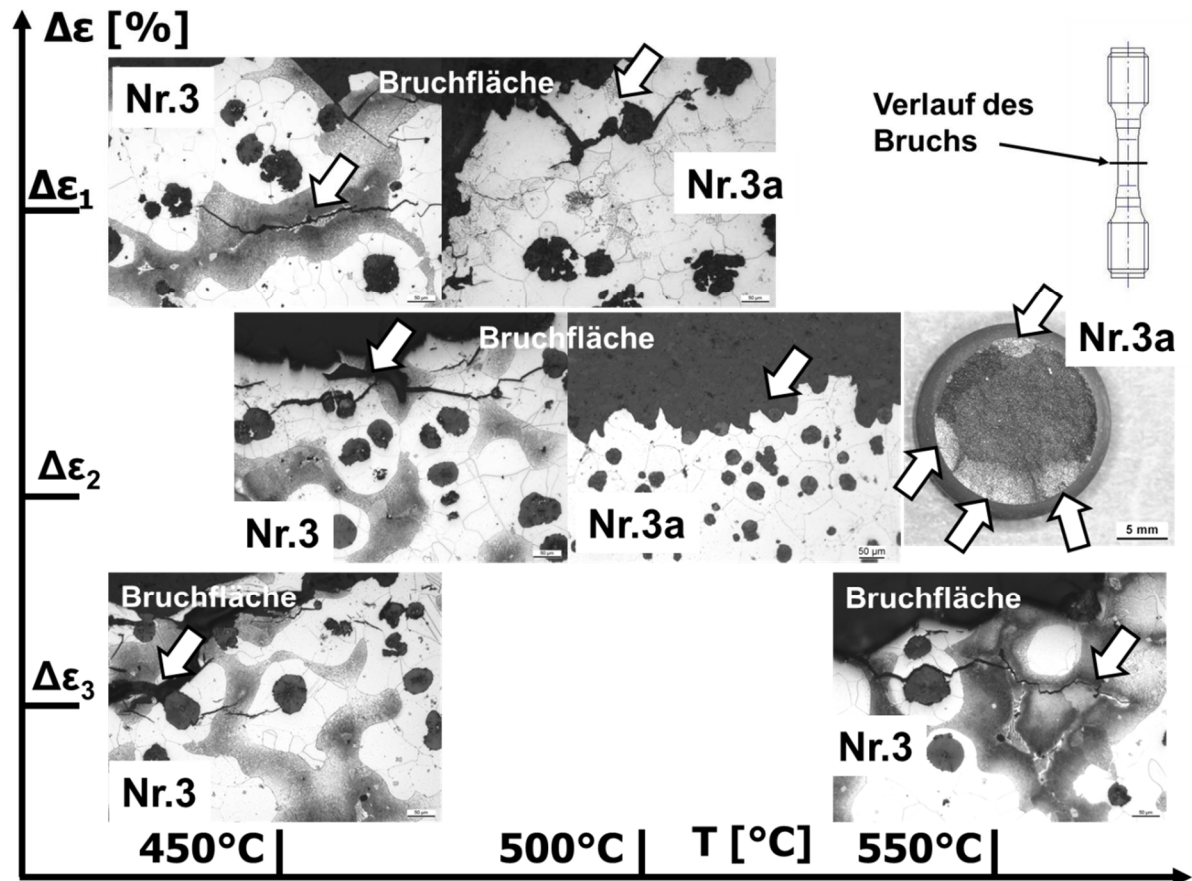


Bild 147. Risse an Proben aus Dehnwechselversuchen (Pfeile), aufgetragen nach Dehnschwingbreite und Prüftemperatur. Testschmelze Nr. 3 und Bauteilprobe Nr. 3a.

Aus den Bildern lässt sich ableiten, dass unabhängig von Dehnschwingbreite und Prüftemperatur die Risse im fehlerfreien Gefüge von Graphit zu Graphit wandern. Nach Erreichen eines Graphits muss der Riss auf der gegenüberliegenden Seite der Kugel neu initiiert werden. Risse durchlaufen auch vorhandene perlitische Bereiche und bevorzugen die Korngrenzen, an denen sich skelettartige Molybdän-Ausscheidungen befinden. Die nadeligen Molybdän-Ausscheidungen sind dagegen seltener am Rissgeschehen beteiligt, bei der Probe von Nr. 3a bei 500 °C spielen sie beispielsweise keine Rolle. Interkristalliner und transkristalliner Rissfortschritt sind in allen Schliffen gleichermaßen zu beobachten. Ebenso Rissverzweigungen und parallele kleine Risse nebeneinander. Es ist möglich, dass mehrere Rissstartpunkte auf der Bruchfläche zu

finden sind, wie eine Aufnahme der Bruchfläche einer Dehnwechselprobe der Bauteilprobe Nr. 3a, 500 °C beweist.

Das Anrisssschaubild zeigt die mit steigender Temperatur abfallende Lebensdauer, wie auch in [34] beschrieben. Dabei erreichen die perlitfreien Bauteilproben höhere Zyklenzahlen. Wichtig ist zu betonen, dass der Versagensmechanismus unabhängig von der Temperatur ist und der Rissfortschritt entlang von Graphiten [44] und skelettartigen Molybdän-Ausscheidungen, mit Durchquerung von perlitischen Gefügeanteilen, verläuft, Bild 148. REM-Aufnahmen der Bruchflächen zeigen, dass der Riss immer an einer Ungänze an oder nahe unter der Oberfläche startet, Bild 149.

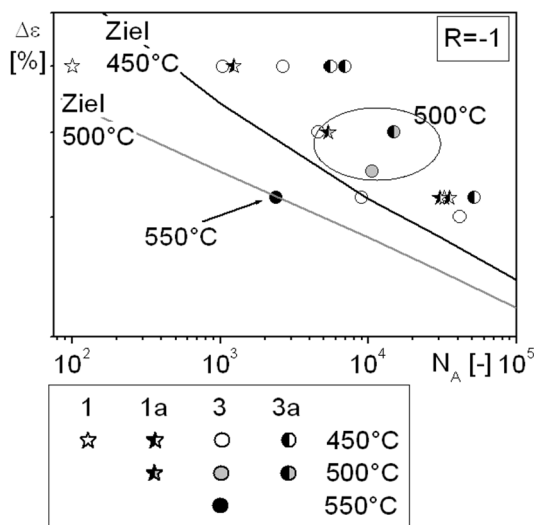


Bild 148. Anrisssschaubild für Nr. 3 und Nr. 3a bei 450°C, 500°C und 550°C, Zielvorgaben aus [2].

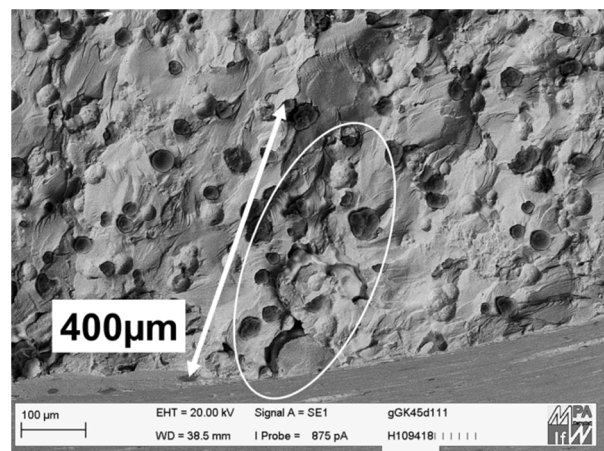


Bild 149. REM-Aufnahme der Bruchfläche einer Dehnwechselprobe aus Nr. 4a. Bruchausgang durch Mikrolunker nahe der Probenoberfläche.

Ein Einfluss von Kobalt (Legierungen Nr. 5 bis Nr. 8) ist in keinem Fall erkennbar. Im Gefüge der Bauteilproben finden sich deutlich mehr Graphitkugeln als in den Testschmelzen. Ein Effekt der Graphitkugelnzahl auf die Ermüdungslebensdauer ist nicht darstellbar. Er zeigt sich in Verbindung mit dem perlitfreien Gefüge und den feinen Molybdän-Ausscheidungen in Form von höheren Anrisszyklenzahlen der Bauteilproben.

Fazit Dehnwechselverhalten

- Ist der Werkstoff einer Dehnwechselbeanspruchung ausgesetzt, profitiert er, wie auch in Dehnwechselversuchen bei RT, von einer hohen Mischkristallhärte.
- Ein gutes Verformungsvermögen hat ebenfalls einen positiven Einfluss auf die im Dehnwechselversuch erreichbaren Anrisszyklenzahlen.

- Es konnte, ähnlich zum Verhalten bei RT, ein schädlicher Einfluss von Perlit festgestellt werden.
- Molybdän ist durch seine Ausscheidungen auf den Korngrenzen und des sie umgebenden Perlit am Rissgeschehen beteiligt. Die Ausscheidungen wirken wie innere Kerben und können bei besonderer Kerbempfindlichkeit des Werkstoffs zu vorzeitigem Versagen führen, wie es bei RT beschrieben wurde [33]. Die Bauteilproben mit Ausscheidungen erreichen höhere Anrisszyklenzahlen als die Testschmelzen mit skelettartigen Ausscheidungen.
- Niob-Karbide sind zwar am Rissgeschehen beteiligt, ihr Einfluss auf die Anrisszyklenzahlen ist jedoch nicht feststellbar.
- Ein Einfluss der Prüftemperatur auf die Anrisszyklenzahlen der Testschmelzen und Bauteilproben ist analog zu den Kurzzeiteigenschaften feststellbar. Mit steigender Temperatur sinkt die Mischkristallhärte, was zu einem Rückgang der Lebensdauer bei Dehnwechselbeanspruchung führt. Der Versagensmechanismus in Form von Rissausbreitung von Graphit zu Graphit, von Gefügeun-
gängen an oder unter der Oberfläche ausgehend, unter Einbeziehung von Molybdän-Ausscheidungen und Perlit an den Korngrenzen, ändert sich in dem untersuchten Temperaturbereich nicht.
- Die Aussagen gelten nur die Versuche bei 450 °C. Für höhere Temperaturen sind die Aussagen stichpunktartig abgesichert.

Zusammenfassend ist festzustellen, dass ein sehr gutes Dehnwechselverhalten vor allem durch eine duktile, d.h. ferritische Matrix erreicht wird, die porenfrei ist, feine Ausscheidungen und eine hinreichende Anzahl gleichmäßig verteilter intakter Graphitkugeln enthält, um die inneren Kerben zu minimieren, wie auch bei den Kurzzeiteigenschaften zu beobachten. Die hier untersuchten GJS-Legierungen mit b % Molybdän und c+0,4 % Niob bei ca. a+1 % Silizium weisen das beste Dehnwechselverhalten auf, sie übertreffen die Referenzlegierungen Nr. 0, Nr. 1 und Nr. 1a.

6.4 Zeitstandverhalten

Nach der Betrachtung des Kurzzeit- und Dehnwechselverhaltens und der Beeinflussung durch die Gefügebestandteile Matrix, Graphitkugeln und Ausscheidungen folgt nun die Untersuchung der zeitabhängigen Eigenschaften, denn das Gefüge verändert sich unter langzeitiger mechanischer und thermischer Beanspruchung. Alle Testschmelzen und Bauteilproben, Tabelle 7 und Tabelle 10, werden bei jeder Prüftemperatur mit der gleichen Prüfspannung (σ_1 bis σ_3) beaufschlagt, so dass die

erreichten Zeitdehn- und Zeitbruchwerte untereinander vergleichbar sind, Bild 150 bis Bild 153.

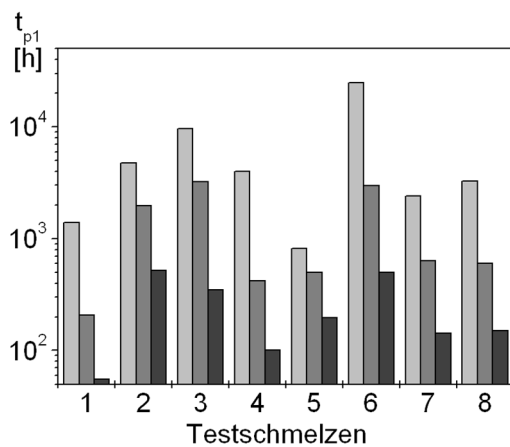


Bild 150. 1 %-Zeitdehngrenze (soweit bereits erreicht) aus den Zeitstandversuchen bei 450 °C, 500 °C und 550 °C aller Testschmelzen, nach Legierungsvarianten gruppiert.

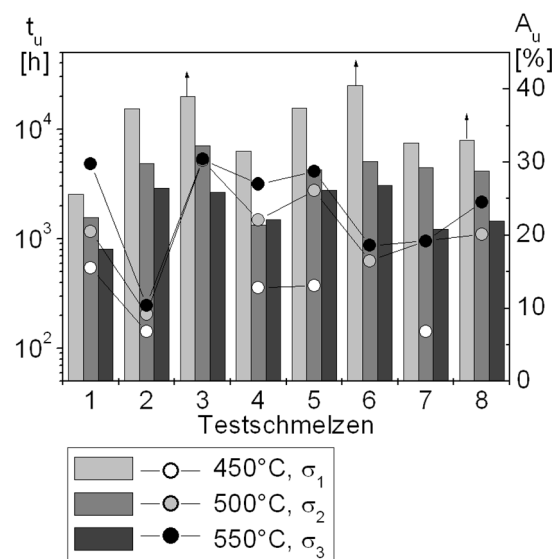


Bild 151. Bruchzeiten und Bruchverformung aus den Zeitstandversuchen bei 450 °C, 500 °C und 550 °C aller Testschmelzen, nach Legierungsvarianten gruppiert.

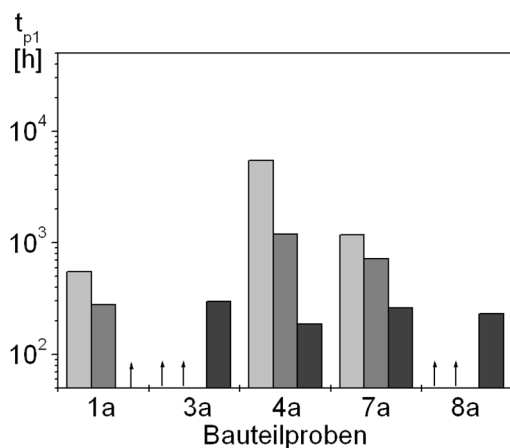


Bild 152. 1 %-Zeitdehngrenze (soweit bereits erreicht) aus den Zeitstandversuchen bei 450 °C, 500 °C und 550 °C aller Bauteilproben, nach Legierungsvarianten gruppiert.

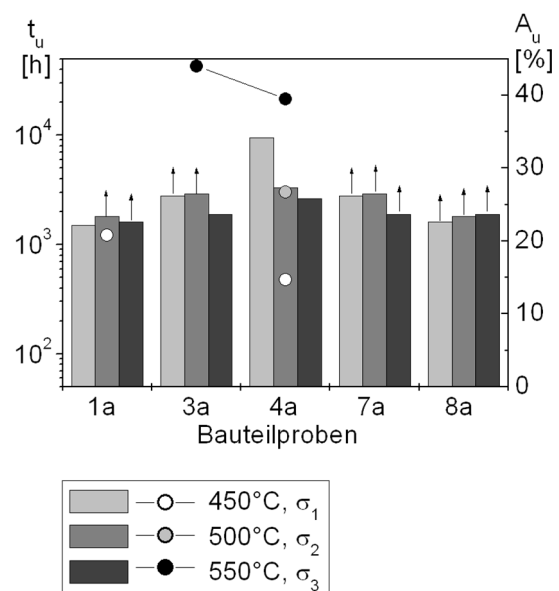


Bild 153. Bruchzeiten und Bruchverformung aus den Zeitstandversuchen bei 450 °C, 500 °C und 550 °C aller Bauteilproben, nach Legierungsvarianten gruppiert.

Bei der Auftragung der Kennwerte aus dem Zeitstandversuch von Testschmelzen und Bauteilproben wird sichtbar, dass alle Testschmelzen höhere Zeitstandfestigkeit und ein besseres Kriechverhalten als die Referenzlegierung Nr. 1 haben. Ausnahme ist die Legierung Nr. 5, die in metallographischen Untersuchungen entartete Graphite in allen Zeitstandproben zeigt.

Die perlitfreien Bauteilproben erreichen im Vergleich zu den Testschmelzen geringere 1 %-Zeitdehngrenzen. Die Referenzlegierung Nr. 1a zeigt geringere Bruchzeiten als die Testschmelze Nr. 1, wohingegen die Bauteilprobe Nr. 4a ihre Testschmelze übertrifft. Die Zeitstandversuche der übrigen Bauteilproben sind noch nicht beendet, so dass eine sichere Aussage nur über das Kriechverhalten möglich ist.

Lineare Regressionen mit den Zeitstanddaten werden möglich, wenn diese Daten logarithmiert werden. Die besten Anpassungen werden über die Exponentialfunktion erreicht. Die Zugfestigkeit als Maß für die Mischkristallfestigkeit kann bei der Betrachtung des Kriech- und Zeitstandverhaltens durch die Gehalte an Silizium und Kobalt ersetzt werden.

Die Einsatzgrenze für den hier gezeigten GJS-400SiMo liegt bisher bei 450 °C. Die beiden Legierungselemente Silizium und Molybdän zeigen in diesem Temperaturbereich ganz deutlich ihre Wirkung.

$$t_{p1} \text{ (TS, 450°C)} = \exp(1,57 + 1,31 \text{ Si} + 3,6 \text{ Mo}) \quad (22)$$

$$R^2_{\text{korr}} = 69 \% \quad (23)$$

$$t_{p1} \text{ (BTP, 450°C)} = \exp(-122 + 17,3 \text{ Si} + 133 \text{ Mo} + 8,12 \text{ Co} - 12 \text{ Nb}) \quad (24)$$

$$R^2_{\text{korr}} = 92,6 \% \quad (25)$$

Die bleibende Dehnung von 1 % wird umso später erreicht, je höher die Festigkeit des Fe-Si-Co-Mischkristalls, ausgedrückt in den Gehalten der Legierungselemente in Testschmelzen und Bauteilproben, ist. Beide Ausprägungen der Molybdän-Ausscheidungen, skelettartig oder fein nadelig, verbessern die Kriechbeständigkeit der Testschmelzen und Bauteilproben gleichermaßen. Dies ist in der Literatur ausführlich beschrieben [11, 25, 87, 90, 96]. Niob zeigt bei den Regressionsrechnungen zu den Bauteilproben eine negative Wirkung, die bisher in der Literatur [57] nicht erwähnt wurde.

Auf die Kriechfestigkeit der Testschmelzen hat Perlit keinen Einfluss.

$$t_u \text{ (TS, 450°C)} = \exp(-0,016 + 1,47 \text{ Si} + 6,27 \text{ Mo} + 3,81 \text{ Co} - 1,74 \text{ Nb}) \quad (26)$$

$$R^2_{\text{korr}} = 99,8 \% \quad (27)$$

Betrachtet man die Bruchzeiten der Testschmelzen bei 450°C und konstanter Spannung σ_1 , wird der die Zeitstandfestigkeit verbessernde Mechanismus der Mischkristallhärtung durch Silizium und Kobalt sichtbar. Molybdän steigert nicht nur die Kriech-, sondern auch die Zeitstandfestigkeit. Zu beachten ist, dass die Regressionsrechnung einen negativen Einfluss durch Zugabe von Niob auf die Zeitstandfestigkeit bei 450 °C anzeigt. Vergleicht man Testschmelzen und Bauteilproben mit der Referenzlegierung Nr. 1 und Nr. 1a, kann trotz der negativen Wirkung des Niob aufgrund der höheren Gehalte an Silizium und Kobalt eine Verbesserung der Kriech- und Zeitstandeigenschaften festgestellt werden, Bild 149.

$$t_{p1} \text{ (TS, 500°C)} = \exp(4,25 + 3,09 \text{ Mo} + 0,896 \text{ Co} - 0,0265 \text{ Kugelzahl} + 0,106 \text{ Perlit}) \quad (28)$$

$$R^2_{\text{kor}} = 86,9 \% \quad (29)$$

Das Kriechverhalten der Testschmelzen wird bei 500 °C nicht mehr vom Silizium-Gehalt bestimmt, Gleichung (28). Vielmehr ist ein positiver Effekt durch Kobalt und Molybdän zu erkennen. Auch die Gefügebestandteile der Graphitkugeln und des Perlitanteils beeinflussen das Kriechen bei dieser Temperatur.

$$t_u \text{ (TS, 500°C)} = \exp(5,46 + 1,6 \text{ Mo} + 0,563 \text{ Co} + 1,45 \text{ Nb} + 0,07 \text{ Perlit}) \quad (30)$$

$$R^2_{\text{kor}} = 85,8 \% \quad (31)$$

Die Annahme, dass sich die Legierungselemente Kobalt und Niob zur Steigerung der Zeitstandfestigkeit bei 500 °C eignen, kann in Gleichung (30) mit einer sehr guten Anpassung der Regression an die Versuchswerte, Gleichung (31), bestätigt werden. Molybdän, Kobalt und Niob verschieben bei der höheren Einsatztemperatur den Probenbruch hin zu längeren Versuchszeiten.

$$t_{p1} \text{ (TS, 550°C)} = \exp(5,12 - 0,462 \text{ Si} + 4,41 \text{ Mo} + 3,1 \text{ Nb} - 0,043 \text{ Kugelzahl}) \quad (32)$$

$$R^2_{\text{kor}} = 98,9 \% \quad (33)$$

$$t_{p1} \text{ (BTP, 550°C)} = \exp(14,3 - 17,5 \text{ Mo} + 1,1 \text{ Nb}) \quad (34)$$

$$R^2_{\text{kor}} = 98,3 \% \quad (35)$$

Das Kriechverhalten der Testschmelzen und Bauteilproben bei 550 °C wird hauptsächlich durch die Molybdän- und Niob-Ausscheidungen bestimmt. Als Ursache dafür wird in der Literatur der Mechanismus gesehen, dass Ausscheidungen an den Korngrenzen das Korngrenzengleiten behindern können [58]. Perlit spielt bei dieser Temperatur keine Rolle mehr, Gleichungen (32) und (34). Die Mischkristallverfesti-

gung durch Silizium und Kobalt wirkt ebenfalls nicht mehr, Silizium zeigt sogar einen leicht negativen Einfluss auf die Testschmelzen.

Die graphische Darstellung der Wirkung aller Gefügeparameter auf das Kriech- und Zeitstandverhalten der Testschmelzen zeigt die unterschiedliche Rolle der Parameter im Laufe der Beanspruchungszeit und mit zunehmender Temperatur, Bild 154 bis Bild 156. Die Netzdiagramme sind normiert dargestellt, vgl. dazu Bild 134 und Bild 135.

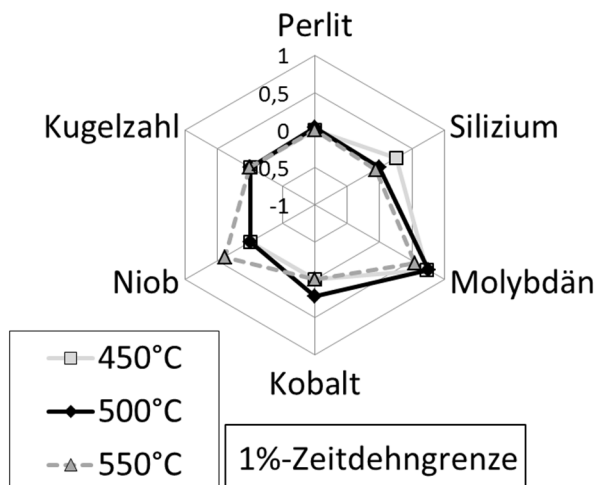


Bild 154. Netzdiagramm zu den linearen Regressionsrechnungen Gleichungen (22), (28) und (32), Testschmelzen.

Wie in den Gleichungen (22), (28) und (32) dargestellt, spielen die Gefügeparameter Perlitanteil und Kugelhahl für das langzeitige Verhalten bei den untersuchten Prüftemperaturen keine Rolle, Bild 154. Der verfestigende Einfluss von Silizium ist oberhalb 450 °C nicht mehr vorhanden. Die Ausscheidungshärtung durch Molybdän und Niob wird mit zunehmender Temperatur deutlicher, während eine Mischkristallverfestigung durch Kobalt zwar beobachtbar ist, der Effekt ist jedoch gering im Vergleich zur

Ausscheidungshärtung. Ein Vergleich des Kriech- und Zeitstandverhaltens bei mehreren Temperaturen zeigt, dass die Gefügeparameter mit zunehmender Schädigung bis hin zum Probenbruch an Einfluss gewinnen oder verlieren können, Bild 155 und Bild 156.

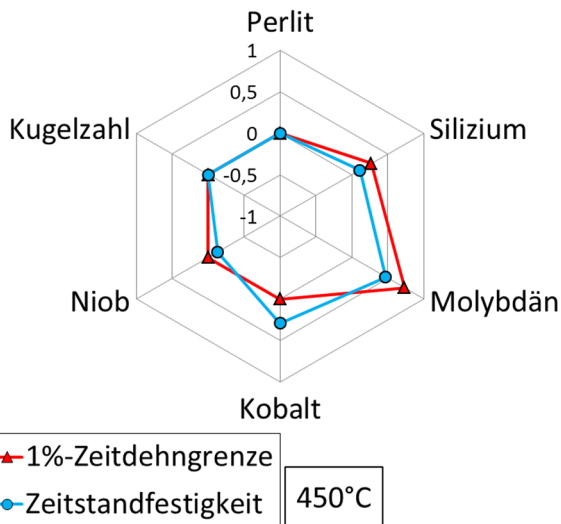


Bild 155. Netzdiagramm zu den Gleichungen (22) und (26), Testschmelzen.

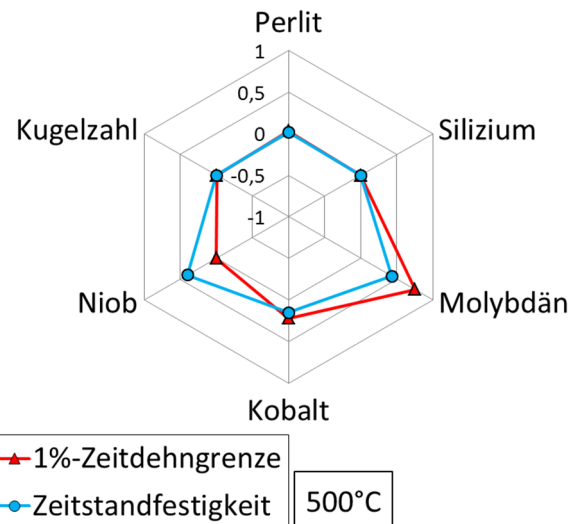


Bild 156. Netzdiagramm zu den Gleichungen (28) und (30), Testschmelzen.

Während die den Mischkristall härtenden Elemente Silizium und Kobalt nicht an den mikrostrukturellen Vorgängen im Rahmen der Zeitstandschädigung, die nach Erreichen von 1 % bleibender Dehnung einsetzt, beteiligt sind, kann eine Wirkung der Molybdän- und Niob-Ausscheidungen beobachtet werden. Eine Zugabe von Niob erhöht die Zeitstandfestigkeit, Anteile von Molybdän dagegen senken sie.

$$A_u \text{ (TS, 550°C)} = 28,9 - 33,4 \text{ Mo} + 12,2 \text{ Co} - 20,6 \text{ Nb} + 1,16 \text{ Perlit} \quad (36)$$

$$R^2_{\text{kor}} = 98,3\% \quad (37)$$

So positiv sich Molybdän auf Kriech- und Zeitstandverhalten auswirkt, so deutlich reduziert es das Verformungsvermögen der untersuchten Testschmelzen, Gleichung (36). Auch Niob reduziert die Zeitbruchdehnung. Bei 550 °C erreicht die Zeitbruchdehnung ähnliche Werte, wie sie im Zugversuch erzielt werden. Die Zeitbruchdehnung der Testschmelzen mit den skelettartigen Molybdän-Ausscheidungen erreichen nur maximal 30 %, die perlitfreien Bauteilproben mit den feinen nadeligen Ausscheidungen dagegen weit über 40 %, Bild 151 und Bild 153. [4].

Bruchfläche

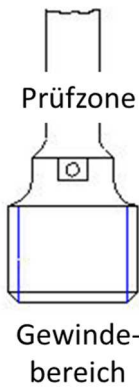


Bild 157. Beispielhafte Darstellung einer gebrochenen Zeitstandprobe mit Benennung der Bereiche zur metallographischen Untersuchung.

Die Untersuchung metallographischer Schliffe gebrochener Zeitstandproben ergibt, dass sich der Perlit unter der Kombination von thermischer und langzeitiger mechanischer Beanspruchung im Prüfvolumen auflöst und im rein thermisch beanspruchten Gewindebereich, [Bild 157](#), der Probe kugelig einformt. Es zeigt sich, dass in der Umgebung von Molybdän- und Niob-Ausscheidungen mehr kugelig oder im Gewindebereich sogar noch lamellarer Perlit vorhanden sein kann. Daraus kann geschlossen werden, dass Molybdän und Niob das perlitische Gefüge stabilisieren, [Bild 158](#) und [Bild 159](#).

Da sich der im Zementit gebundene Kohlenstoff bei der Auflösung des Perlit nicht vollständig in der Ferritmatrix lösen kann, diffundiert er in Richtung der Graphitkugeln und lagert sich, wie bei einer Wärmebehandlung, dort an [95].

Weil bei den herrschenden Temperaturen keine Veränderung der Mischkristallstruktur stattfindet, hat der angelagerte Graphit keine Möglichkeit, die Ferritmatrix zu verdrängen, so dass er sich in an den Graphiten und den angrenzenden Körnern entstandenen Kriechporen, Werkstofftrennungen und Keilrissen an Korngrenztripelkanten ablagern muss, vgl. [Bild 160](#) und [Bild 161](#).

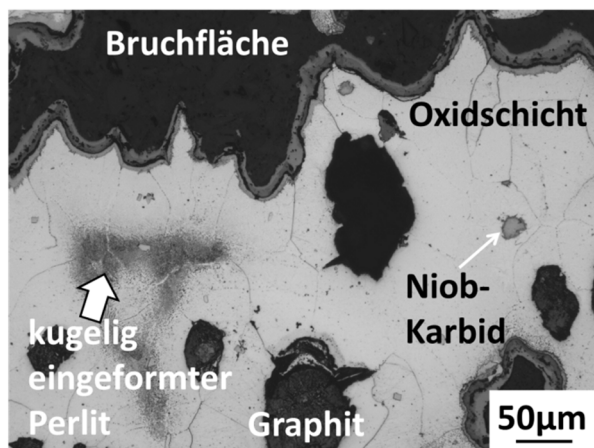


Bild 158. Aufgelöster kugelig eingestalteter Perlit in einer Zeitstandprobe von Nr. 8 bei 550°C, σ_3 , Bruchzeit 1 455h, an der Bruchfläche.

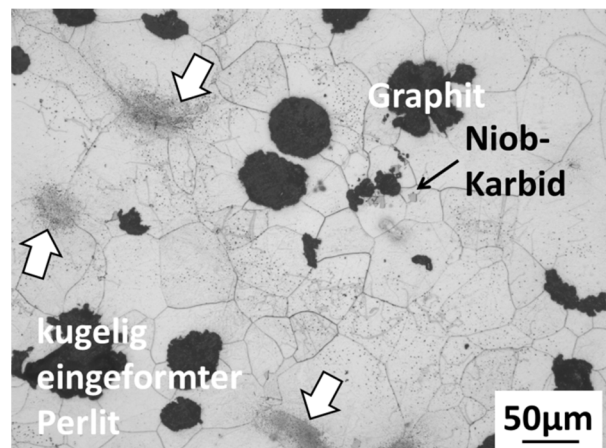


Bild 159. Kugelig eingestalteter Perlit in einer Zeitstandprobe von Nr. 8 bei 550°C, σ_3 , Bruchzeit 1 455h, Gewindebereich.

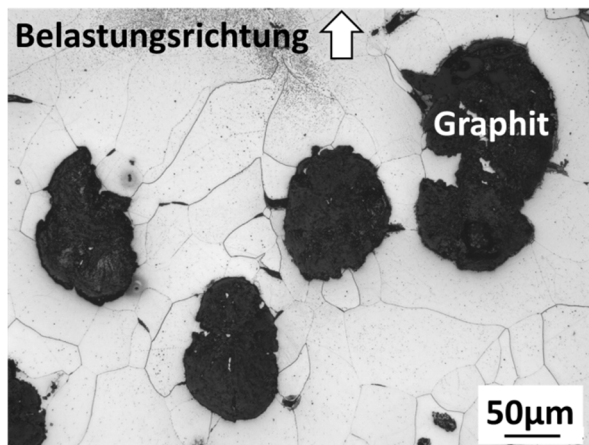


Bild 160. Gefüge einer Zeitstandprobe von Nr. 0, 450°C, σ_{2b} , Bruchzeit 60 000h. Trennungen an den Korngrenzen und an den Graphiten, Prüfbereich.

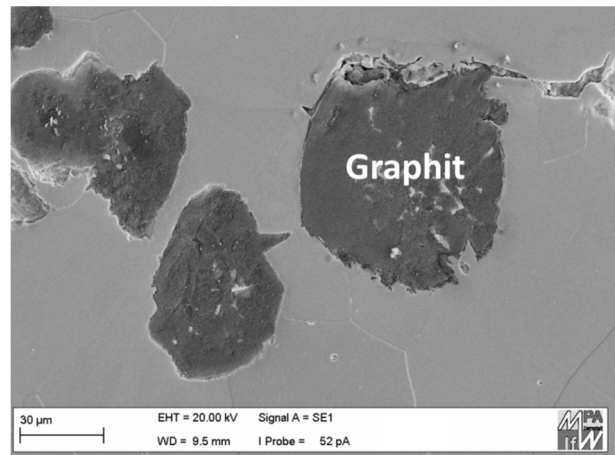


Bild 161. REM-Aufnahme zweier Graphite mit angelagertem Graphit in einem Riss. Zeitstandprobe von Nr. 0, 450°C, σ_{2b} , Bruchzeit 60 000h, Prüfbereich.

Die Vermutung liegt nahe, dass sich diese „schleichende Entartung“ der Graphite negativ auf die Kriech- und Zeitstandeigenschaften auswirken könnte. Untersucht man, in wie weit die Zahl der im Gefüge vorhandenen Graphitkugeln die Kennwerte t_{p1} und t_u (bei jeweils gleicher Spannung und Temperatur) beeinflussen, so ist trotz vorhandener Tendenzen bei der Betrachtung aller untersuchten Proben kein Einfluss der Kugelzahlen bei einem Vergleich von Testschmelzen und Bauteilproben miteinander feststellbar.

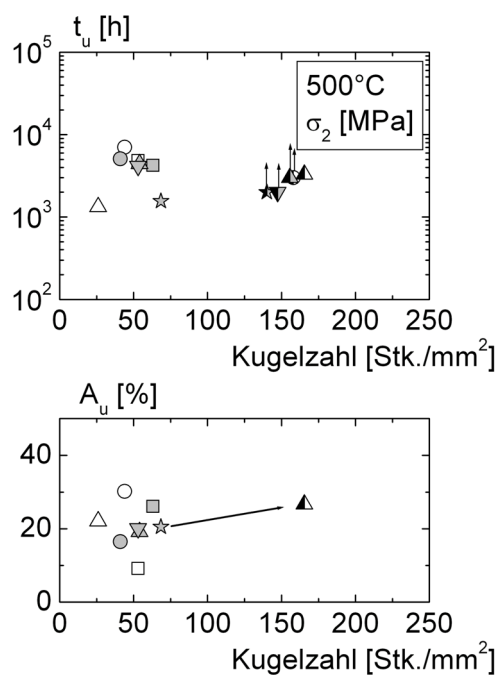


Bild 162. Zusammenhang zwischen Zeitstandfestigkeit, Zeitbruchdehnung bei 500 °C und Kugelzahl.

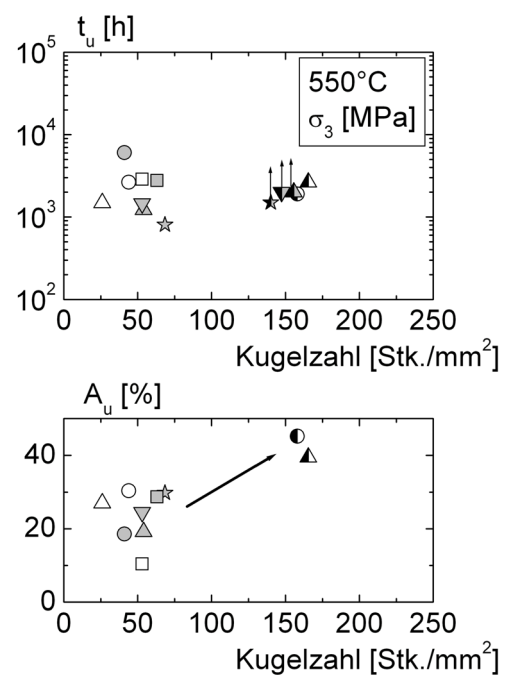


Bild 163. Zusammenhang zwischen Zeitstandfestigkeit, Zeitbruchdehnung bei 550 °C und Kugelzahl.

Aus dem Diagramm zu Kugelzahlen und Zeitbruchdehnung bei 500 °C und 550 °C geht hingegen deutlich hervor, dass mehr im Gefüge vorhandene Kugeln die Zeitverformungsfähigkeit mit zunehmender Temperatur entscheidend verbessern können, die Zeitstandfestigkeit jedoch nicht beeinflussen, [Bild 162](#) und [Bild 163](#).

Betrachtet man den Spannungszustand, der sich zwischen den Graphitkugeln bei Aufbringung einer mechanischen Last einstellt, so wird ein Einfluss des Kugelabstandes deutlich. Je mehr Kugeln im Gefüge vorliegen, desto kleiner wird der Abstand zwischen ihnen. Der Einfluss des Abstandes wird anhand dreier Beispiele illustriert. Eine numerische Simulation zweier Kugeln mit variablem Abstand in einer Platte, die mit ABAQUS erstellt wurde, gibt Aufschluss über die sich einstellenden Spannungs- und Dehnungsverteilungen beim Aufbringen einer Last.

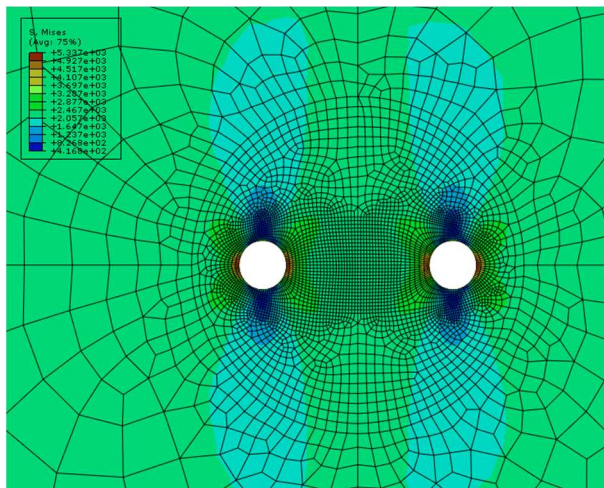


Bild 164. Beispielhafte Darstellung der Spannungsverteilung im elastischen Bereich, axiale Richtung. Der Abstand der Löcher beträgt das Dreifache ihrer Durchmesser.

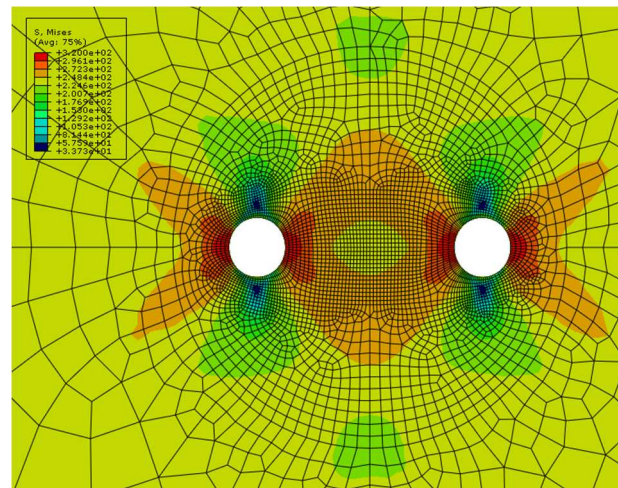


Bild 165. Beispielhafte Darstellung der Spannungsverteilung im plastischen Bereich, axiale Richtung. Der Abstand der Löcher beträgt das Dreifache ihrer Durchmesser.

Bei den drei Beispielen handelt es sich um jeweils zwei Löcher in einer unendlich ausgedehnten zweidimensionalen Platte, die voneinander einen Abstand B von einem, zwei und drei Lochdurchmessern d haben. Die Löcher simulieren dabei Graphitkugeln, deren Tragfähigkeit vernachlässigt werden kann, in einer Eisenmatrix. Die Belastung erfolgt im rein elastischen und im elastisch-plastischen Fall, der an eine Fließkurve des Werkstoffs GJS-400 angelehnt ist [25], [Bild 164](#) und [Bild 165](#).

Anhand der Simulationsergebnisse ist im elastischen Fall zu erkennen, dass mit zunehmender Entfernung der Graphitkugeln voneinander die an der Kugel herrschenden axialen Spannungen und daraus resultierenden axialen Dehnungen sinken ([Bild 166](#) und [Bild 167](#)).

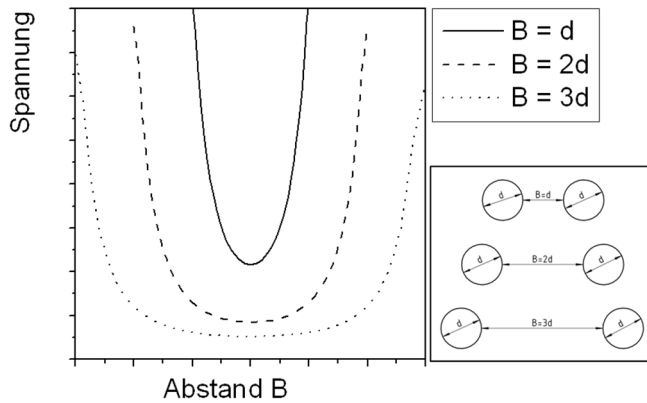


Bild 166. Vergleichende qualitative Darstellung der Spannungsverteilung in axialer Richtung an Lochplatten mit drei verschiedenen Abständen.

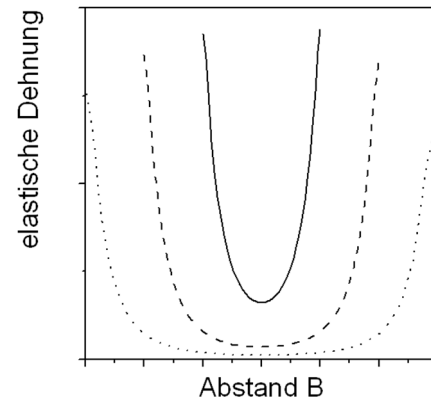


Bild 167. Vergleichende qualitative Darstellung der elastischen Dehnungsverteilung in axialer Richtung an Lochplatten mit drei verschiedenen Abständen.

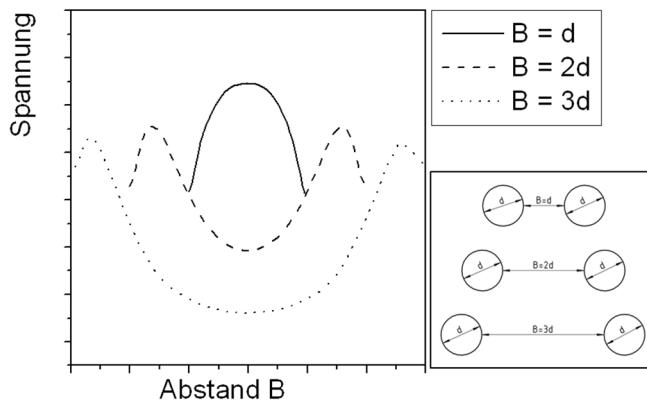


Bild 168. Vergleichende qualitative Darstellung der Spannungsverteilung nach dem Abbau von Spannungsspitzen durch Plastifizierung in axialer Richtung an Lochplatten mit drei verschiedenen Abständen.

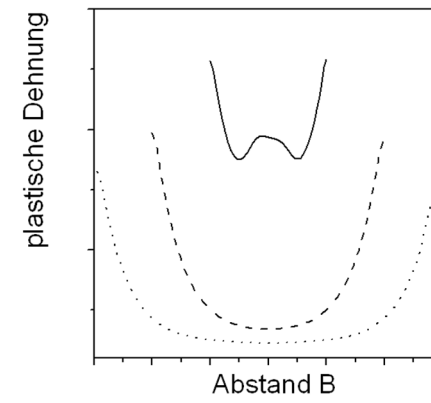


Bild 169. Vergleichende qualitative Darstellung der plastischen Dehnungsverteilung in axialer Richtung an Lochplatten mit drei verschiedenen Abständen.

Simuliert man die plastische Verformung der Platte, zeigt sich ein Abbau der Spannungsspitzen (Bild 168) sowie eine daraus resultierende bleibende Verformung, die ihre höchsten Werte direkt an der Kugel erreicht (Bild 169). Kumuliert führt diese bleibende Verformung an jeder Graphitkugel in einer Probe zu einer Gesamtdehnung, die umso größer wird, je mehr Kugeln in dieser Probe vorhanden sind. Dieser Effekt ist bei den Ergebnissen von Kurz- und Langzeitversuchen gleichermaßen erkennbar.

Im Folgenden soll auf die Wirkung von Molybdän-Ausscheidungen im Gefüge auf die Kriech- und Zeitstandeigenschaften eingegangen werden.

In der Literatur wird beschrieben, dass sich Molybdän in drei Formen im GJS-Gefüge ausscheidet: Als skelettartige Ausscheidungen mit feinen Ausläufern an den Korngren-

zen wie in den Testschmelzen, fein nadelig wie in den Bauteilproben und als feinverteilte Molybdän-Karbide, siehe auch Bild 67 [90, 111]. Letztere können mit Hilfe von TEM-Untersuchungen einer Zeitstandprobe der Testschmelze Nr. 6 (500 °C, σ_2 , Bruchzeit 5 105h) feinverteilte Molybdän-Karbide, 20-80nm groß, nachgewiesen werden, [Bild 170](#) und [Bild 171](#).

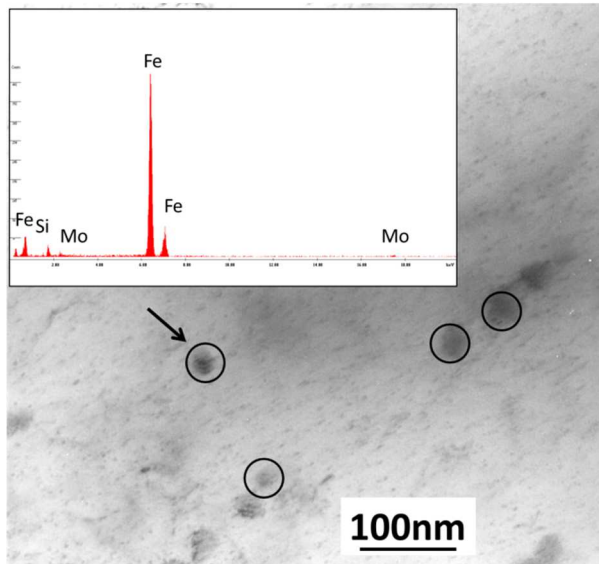


Bild 170. TEM-Aufnahme von Molybdän-Karbiden in der Testschmelze Nr. 6 im Ausgangszustand. EDX-Spektrum der Ausscheidungen.

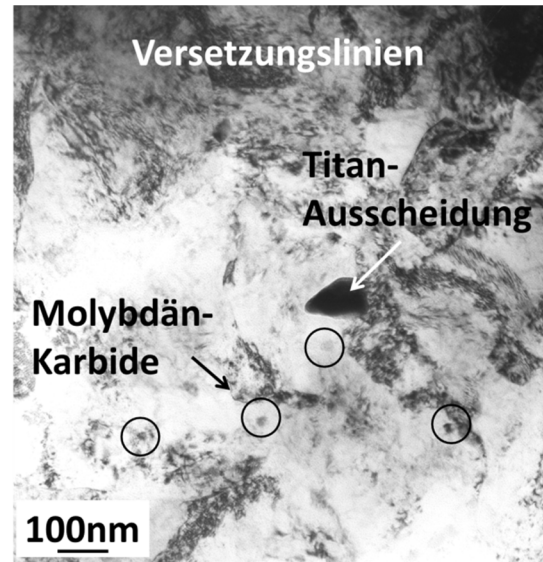


Bild 171. TEM-Aufnahme von Molybdän-Karbiden, Versetzungslinien und einer Titan-Ausscheidung in der Testschmelze Nr. 6 im Ausgangszustand.

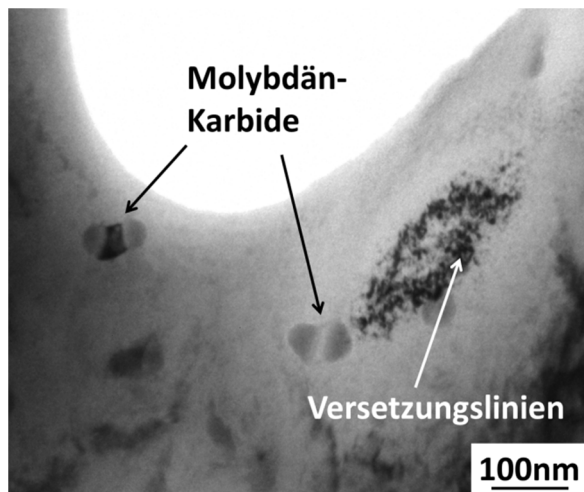


Bild 172. TEM-Aufnahme von geschnittenen Molybdän-Karbiden in der Testschmelze Nr. 6 nach Kriechbelastung, 500 °C, σ_2 , Bruchzeit 5 105 h, Prüfzone.

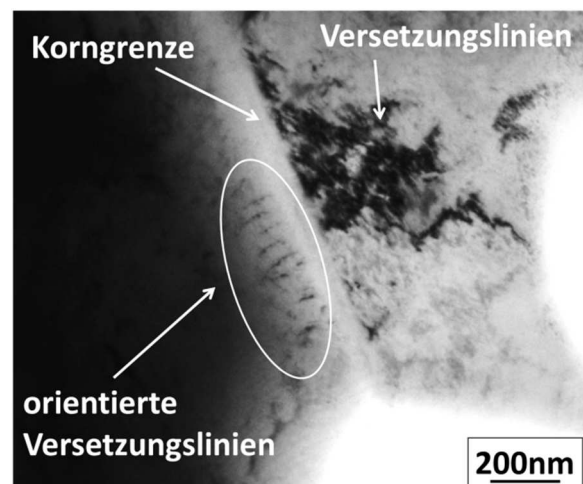


Bild 173. TEM-Aufnahme von orientierten Versetzungslinien in der Testschmelze Nr. 6 nach Kriechbelastung, 500 °C, σ_2 , Bruchzeit 5 105 h, Prüfzone.

In der zeitstandbeanspruchten Probe der Testschmelze Nr.6 finden sich die Molybdän-Karbide wieder. TEM-Aufnahmen zeigen die Karbide teilweise geschnitten, [Bild 172](#).

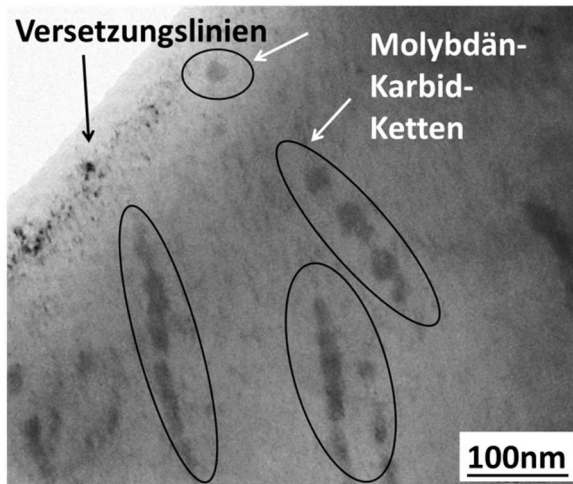


Bild 174. TEM-Aufnahmen von orientierten Molybdän-Karbid-Ketten in der Testschmelze Nr. 6 nach Kriechbelastung, 500°C, σ_2 , Bruchzeit 5 105 h, Prüfzone.

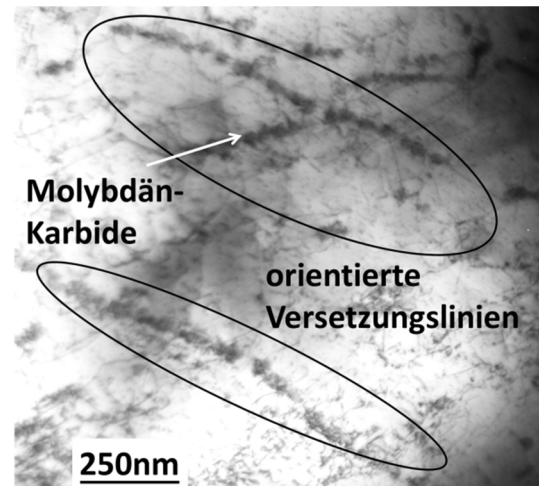


Bild 175. TEM-Aufnahmen von um Molybdän-Karbide orientierte Versetzungslinien in der Testschmelze Nr. 6 nach Kriechbelastung, 500 °C, σ_2 , Bruchzeit 5 105 h, Prüfzone.

Außerdem sind Ansammlungen von Versetzungslinien deutlich zu erkennen. Diese erscheinen orientiert, [Bild 173](#). Ebenfalls orientiert sind Molybdän-Karbide, die wie Ketten angeordnet vorkommen, [Bild 174](#). Um diese Molybdän-Ketten herum können in den TEM-Aufnahmen Versetzungen „geschlungen“ identifiziert werden, [Bild 175](#).

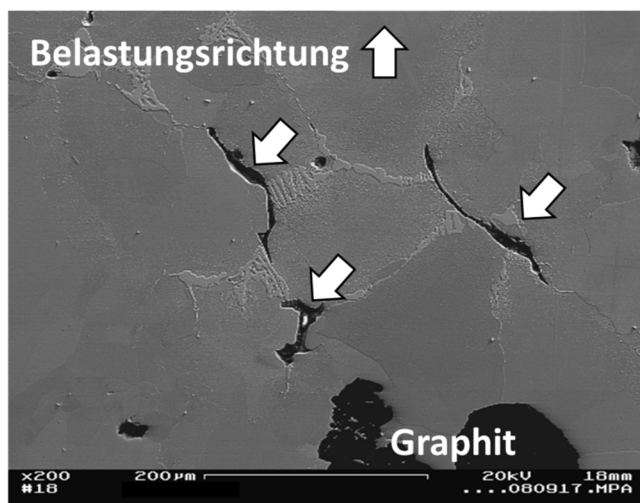


Bild 176. Werkstofftrennungen und gebrochene Mo-Ausscheidung nahe der Bruchfläche, Zeitstandprobe Nr. 0, 450 °C, σ_{2b} , Bruchzeit 664 h, Prüfzone.

bestätigen.

Aufgrund dieser Aufnahmen kann erstmals geschlossen werden, dass die feindispersen Molybdän-Karbide in Molybdän-legiertem Gusseisen mit den Versetzungen während der Kriechbeanspruchung interagieren.

Das gegenüber Molybdän-freien GJS-Schmelzen bessere Kriech- und Zeitstandverhalten lässt sich vor diesem Hintergrund aus der Behinderung der Versetzungsbewegung durch Molybdän-Karbide erklären und so die Arbeitshypothese aus [90]

Betrachtet man die großen skelettartigen Molybdän-Ausscheidungen im zeitstandbeanspruchten GJS-Gefüge, so ist festzustellen, dass Werkstofftrennungen an gebrochenen Molybdän-Ausscheidungen zu finden sind, [Bild 176](#). Diese findet man vor allem bei Versuchsproben, die bei 450 °C beansprucht wurden. Bei dieser

Temperatur weisen die hier untersuchten GJS-Legierungen ihr Duktilitätsminimum auf.

Zur Beurteilung der Kriechschädigung wird die Testschmelze Nr. 3 aufgrund ihrer besonders guten Kriechfestigkeit mit der Referenzlegierung Nr. 0 verglichen. Metallographische Schliffe von in regelmäßigen Abständen unterbrochenen Versuche im Zeitraum bis 10 000 h geben Auskunft über den Fortschritt der Schädigung im GJS-Gefüge in der Prüfzone einer Zeitstandprobe, Bild 177.

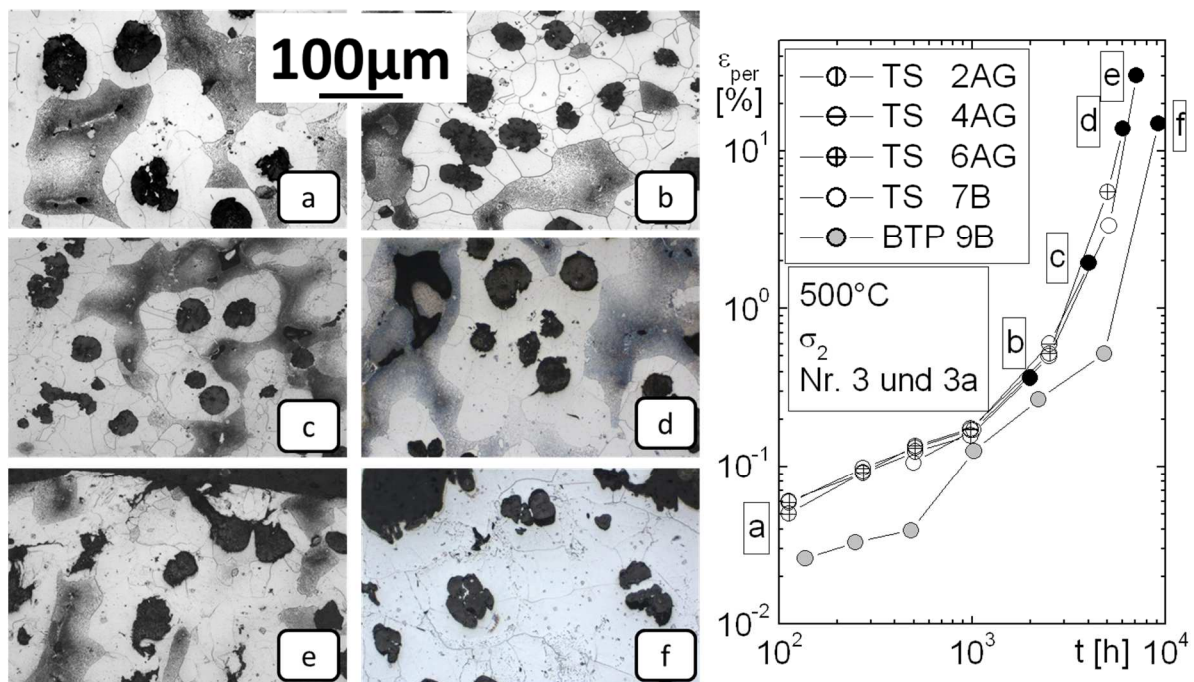


Bild 177. Fortschritt der Kriechschädigung im Gefüge der Kandidatlegierung und Bauteilprobe Nr. 3 und Nr. 3a bei 500 °C mit Zuordnung zu den Kriechkurven.

Zu Beginn des Versuchs (a) liegt das Gefüge mit Kugeln, Molybdän- und Niob-Ausscheidungen sowie ein Perlitanteil von ca. 25 % vor. Nach 2 000 h bei konstanter Last und 500 °C (b) sind noch keine Veränderungen im Gefüge sichtbar. Erst nach 4 000 h (c) kann man vereinzelte kugelige Einformung des Perlits erkennen. Nach 6 000 h (d) sind erste Zeichen für eine interkristalline Kriechschädigung zu sehen, wie etwa mit Graphit gefüllte Risse an Sphärolithen oder Trennungen an Korngrenzen. Die gebrochene Probe (e) schließlich weist unterhalb der Bruchfläche die bereits weiter oben beschriebenen Graphitkugeln mit Anlagerungen und deutliche Werkstofftrennungen und -verformungen auf. Es ist ebenfalls eine Reduktion des Perlitanteils festzustellen. Im Vergleich dazu hat die Bauteilprobe Nr. 3a nach einer Versuchsdauer von ca. 10 000 h (f) nahe der Bruchfläche keine sichtbaren Kriechschädigung erfahren. Ursache dafür können die feinverteilten nadeligen Molybdän-Ausscheidungen und die Abwesenheit von Perlit sein, so dass keine

Diffusion von Kohlenstoff zu den Graphiten stattfinden konnte, um Risse an den Sphärolithen zu füllen.

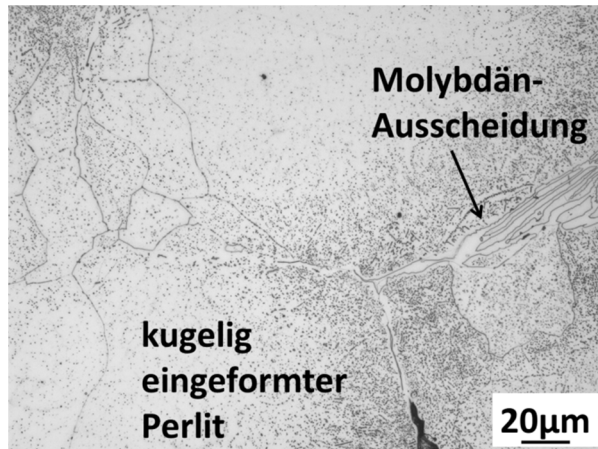


Bild 178. Kugelig eingestrufter Perlit in einer Zeitstandprobe aus GJS-400SiMo nach 60 000 h, 500 °C, σ_{2b} . Prüfzone.

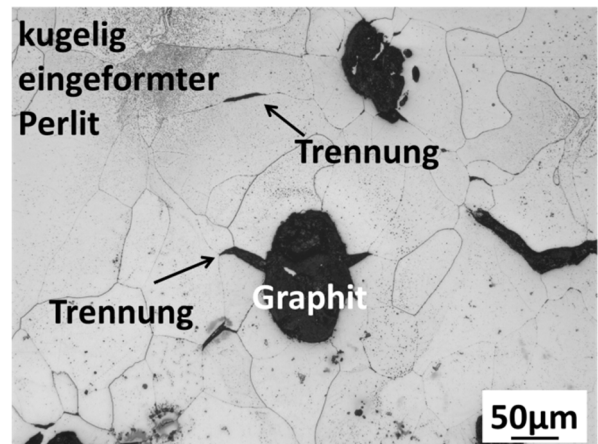


Bild 179. Risse und Werkstofftrennungen um Graphitkugeln einer Zeitstandprobe aus GJS-400SiMo nach 60 000 h, 500 °C, σ_{2b} . Prüfzone.

Die zum Vergleich mit Nr. 3 und Nr. 3a untersuchte Zeitstandprobe der Referenzlegierung Nr. 0 stammt aus [25] und erreichte bei 450 °C und σ_{2b} eine Bruchzeit von ca. 60 000 h. Sie zeigt ausschließlich kugelig eingestruften Perlit (Bild 178), Werkstofftrennungen in der Prüfzone (Bild 179) und an der Bruchfläche, Bild 180.

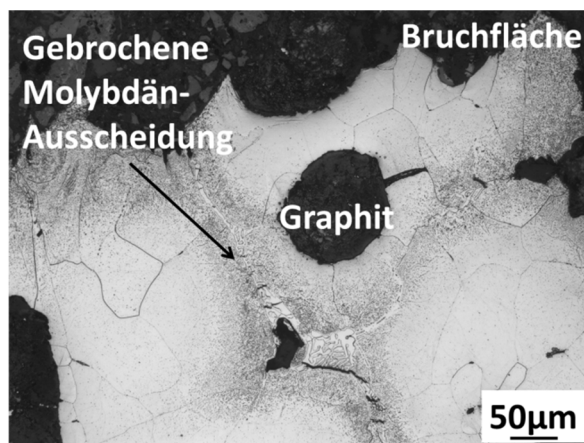


Bild 180. Bruchfläche einer Zeitstandprobe aus GJS-400SiMo nach 60 000 h, 500 °C, σ_{2b} mit gebrochener Molybdän-Ausscheidung unterhalb der Bruchfläche.

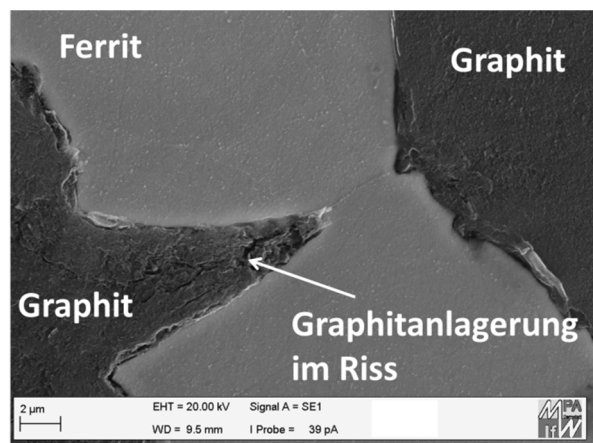


Bild 181. Risswachstum von Graphitkugeln ausgehend in einer Zeitstandprobe aus GJS-400SiMo nach 60 000 h, 500 °C, σ_{2b} . Prüfzone.

Es kann beobachtet werden, dass die Molybdän-Ausscheidungen quer zur Belastungsrichtung brechen, Bild 180. Des Weiteren ist erkennbar, dass Risse von den Graphitkugeln ausgehen und zu größeren Rissverbänden zusammenwachsen, Bild 181.

Wichtig ist hier die Unterscheidung der Art des Risswachstums im Vergleich zu Kurzzeit- und Dehnwechselverhalten. Dort gehen die Risse von Ungängen in der Nähe der Probenoberfläche aus und wachsen von Graphit zu Graphit unter Einbeziehung von Molybdän-Ausscheidungen und perlitischem Gefüge, siehe Bild 137 und Bild 146. Die Zeitstandprobe jedoch versagt bei langen Laufzeiten aufgrund der Risse, die an der Grenzfläche von Graphitkugeln und Mischkristall starten und sich mit anderen Rissen oder Kriechporenketten (Bild 182) vereinigen. Je länger die Beanspruchungszeit ist, desto mehr füllen sich die Risse mit Kohlenstoff. Besonders entartete Graphite zeigen deutliche Schädigung in Form von Werkstofftrennungen und Kriechporenketten, Bild 183.

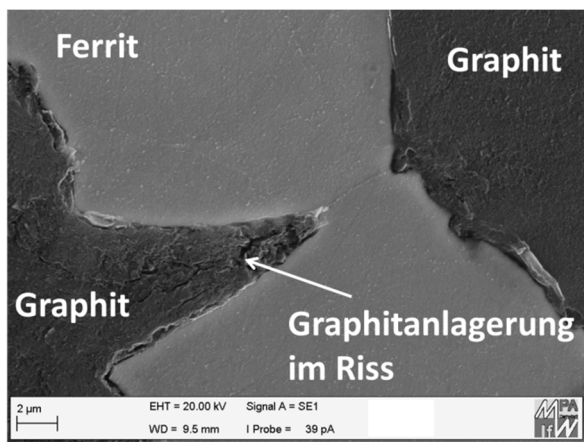


Bild 182. Kriechporen in einer Zeitstandprobe aus GJS-400SiMo nach 60 000 h, 500 °C, σ_{2b} . Prüfzone.

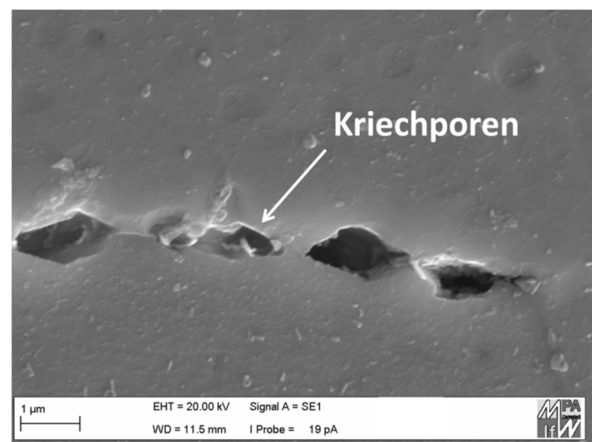


Bild 183. Kriechporen und Werkstofftrennungen an einem entarteten Graphit in einer Zeitstandprobe aus GJS-400SiMo nach 60 000 h, 500 °C, σ_{2b} . Prüfzone.

Der Effekt der Mischkristallhärtung von Kobalt wird mit Hilfe mehrerer Versuche bei 500 °C und unterschiedlichen Spannungen anschaulich. Die Kobalt-freien Schmelzen zeigen eine deutlich niedrigere Kriechbeständigkeit, hier dargestellt mit Hilfe der 1 %-Zeitdehngrenze, als die Kobalt-haltigen Schmelzen, Bild 184.

Die Mischkristall-verfestigende Wirkung des Kobalts wird stärker, je geringer die anliegende Spannung ist und somit der Anteil des Versetzungs- und Diffusionskriechens steigt. Besonders hohe Kriechfestigkeit zeigen die Legierungsvarianten mit einer Zugabe von 0,5 % Molybdän und 0,5 % Niob.

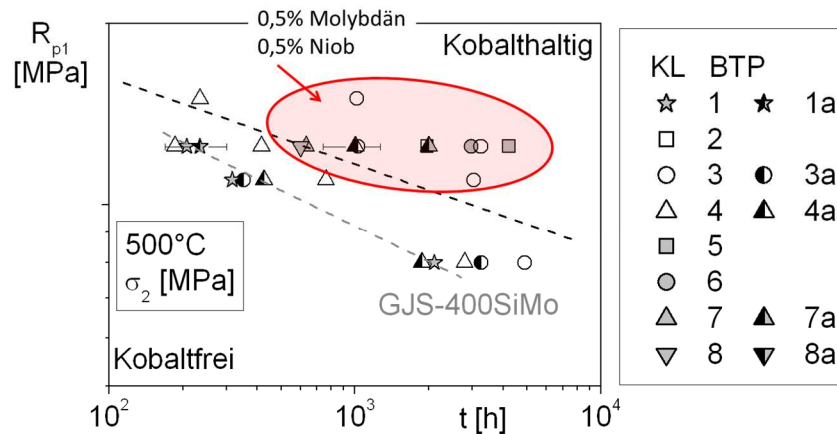


Bild 184. 1 %-Zeitdehngrenze über Versuchsspannung bei 500 °C, Aufteilung der Kandidatlegierungen und Bauteilproben in Kobalt-haltig (graue Symbole) und Kobalt-frei (weiße Symbole).

Fazit Kriech- und Zeitstandverhalten

- Eine hohe Mischkristall-Festigkeit verbessert aufgrund des Silizium-Gehalts Kriech- und Zeitstandverhalten bis 500 °C. Oberhalb dieser Temperatur ist der verfestigende Mechanismus von Silizium nicht mehr wirksam [70, 87].
- Die Kugelzahl hat keinen Einfluss auf das Kriech- und Zeitstandverhalten, verbessert aber die Zeitbruchverformung.
- Kobalt verlangsamt bei niedrigen Spannungen und somit langen Beanspruchungszeiten das Kriechverhalten. Dies wird auf eine Reduzierung des Diffusionskoeffizienten im Eisen-Kobalt-Mischkristall zurückgeführt. Die Verifizierung dieser Arbeitshypothese bedarf weiterer Untersuchungen.
- Niob verbessert das Kriechverhalten bei 500 °C und 550 °C und erhöht die Zeitstandfestigkeit im Vergleich zum Niob-freien Werkstoff. Der zu Grunde liegende Mechanismus konnte in den durchgeführten Untersuchungen bisher nicht gefunden werden. Es wird angenommen, dass sich die Auswirkungen der Niob-Ausscheidungen beispielsweise durch eine Behinderung des Korngrenzgleitens erst bei längeren Laufzeiten zeigen. Im untersuchten Beanspruchungsbereich kann keine signifikante Einschränkung des Zeitbruchverformungsverhaltens festgestellt werden.
- Hohe Molybdän-Gehalte verbessern das Kriech- und Zeitstandverhalten aller GJS-Schmelzen deutlich. Zudem kann bei Betrachtung der Testschmelzen eine Langzeitversprödung aufgrund der skelettartigen Molybdän-Ausscheidungen festgestellt werden.
- In perlitfreiem Gefüge liegen Molybdän-Ausscheidungen fein nadelig verteilt vor, wie auch in [90] beschrieben. Diese Ausprägung erreicht bei Temperatu-

ren ab 500 °C hohe Zeitdehn- und Zeitstandwerte, ohne versprödet zu wirken.

- Molybdän-Karbide liegen feinverteilt in der Matrix vor. TEM-Untersuchungen lassen erstmals den Schluss zu, dass sie während des Kriechens mit sich bewegenden Versetzungen interagieren und diese an ihrer Fortbewegung hindern. Dadurch verbessern sie das Kriechverhalten.

Zusammenfassend ist festzuhalten, dass die Legierungen das günstigste Kriech- und Zeitstandverhalten zeigen, deren Gefüge perlitfrei ist mit einem Gehalt an Molybdän von 0,5 %, 0,5 % Niob und 3,5 - 3,8% Silizium. Eine optimale Graphitbildung und feine nadelige Molybdän-Ausscheidungen minimieren eine Langzeitversprödung. Fein verteilte Molybdän-Karbide behindern das Versetzungskriechen.

Ein positiver Einfluss von Niob und Kobalt auf das Zeitstandverhalten kann zwar beobachtet, dessen zugrunde liegende Wirkmechanismen aber in dieser Arbeit nicht geklärt werden. Hier sind zukünftige Forschungen erforderlich.

Im Rahmen dieser Arbeit wurden in einem Verbundvorhaben entwickelte Legierungsvarianten von Gusseisen mit Kugelgraphit (GJS) untersucht, um einen Zusammenhang zwischen Legierungszusammensetzung und Gefüge auf der einen und mechanischen Eigenschaften auf der anderen Seite darzustellen und zu erläutern. Die warmfesten GJS-Legierungen ermöglichen einen Entwicklungsschritt von 50 – 100 °C an höheren Betriebstemperaturen im Vergleich zum konventionellen GJS-400SiMo. Sie enthalten neben Silizium und Molybdän auch Kobalt und Niob.

Als relevante Gefügeparameter wurden Perlitanteil, Kugelzahl, Molybdän- und Niob-Gehalt sowie die Zugfestigkeit im untersuchten Temperaturbereich als Maß für die Festigkeit des Mischkristalls identifiziert und den mechanischen Kurz-, Langzeit- und Dehnwechseleigenschaften gegenübergestellt. Die gefundenen Aussagen wurden mit metallographischen Untersuchungen und einschlägigen Publikationen verglichen.

Ein zunehmender **Perlitanteil** auf Kosten eines abnehmenden Ferritanteils im Gefüge wirkt sich vor allem auf das Kurzzeit- und Dehnwechselverhalten in Bezug auf die Verformungsfähigkeit der untersuchten GJS-Legierungen negativ aus. Perlit ist im Gefüge der Testschmelzen stets mit großen skelettartigen Molybdän-Ausscheidungen vergesellschaftet. Diese Kombination reduziert die Verformungsfähigkeit des Gefüges und Festigkeit, da eine spröde Rissausbreitung unter Beteiligung der perlitischen Felder stattfindet.

Die Anzahl der im Gefüge vorhandenen **Graphitkugeln**, ideal runde Sphärolithen vorausgesetzt, zeigt im Rahmen der hier durchgeführten Untersuchungen keinen Einfluss auf Kurz- oder Langzeitfestigkeiten. Es konnte jedoch, vor allem in Bezug auf das Langzeitverhalten bei hohen Temperaturen, eine positive Korrelation zwischen kugelreichem Gefüge und gutem Verformungsvermögen gefunden werden, wie sie auch in der Literatur für Kennwerte im Zugversuch beschrieben wird. Indirekt über einen Zusammenhang, wonach verformungsfähiges Gefüge höhere Lebensdauern bei Dehnwechselbeanspruchung erreicht, verbessert ein Gefüge mit vielen Graphitkugeln auch das Dehnwechselverhalten bei höheren Temperaturen. Die Graphitkugeln sind an einer Rissausbreitung im Gefüge direkt beteiligt. Bei Zug- und Dehnwechselversuchen laufen die Risse von Kugel zu Kugel, unter Beteiligung von im Gefüge vorhandenen Mikrolunkern, perlitischen Feldern und Molybdän-Ausscheidungen. Im Zeitstandversuch beginnen Risse an der Grenzfläche zwischen Kugel und Mischkristall. Die Risse füllen sich bei langen Beanspruchungszeiten mit Kohlenstoff. Diese Risse wachsen aufeinander zu, vereinigen sich zu Netzwerken und führen schließlich zum Versagen der Probe.

Molybdän liegt im Gefüge als skelettartige oder nadelige Ausscheidungen und als feindisperse Karbide im Mischkristall vor. Es ist das wirksamste Legierungselement zur Steigerung der Kriech- und Zeitstandfestigkeit. Bei TEM Untersuchungen nachgewiesen werden, dass die feindispersen Molybdän-Karbide mit Versetzungen interagieren. Der exakte wissenschaftliche Nachweis über diese Interaktionen konnte im Rahmen dieser Arbeit nicht erbracht werden. Molybdän reduziert das Verformungsvermögen des Werkstoffs durch seine skelettartigen Ausscheidungen und die oben beschriebene Wechselwirkung mit perlitischem Gefüge. Die großen skelettartigen Molybdän-Ausscheidungen sind auch Ausgangspunkte von Kriechschädigung. Es konnten erste Beobachtungen gemacht werden, wonach Molybdän-Ausscheidungen nach langen Beanspruchungsdauern ihre Form und Zusammensetzung verändern. Dies muss unter definierten Bedingungen untersucht werden.

Niob scheidet sich im Gefüge in Form kleiner kubischer Karbide aus. Sie finden sich am Grund duktiler Waben bei der Betrachtung von gebrochenen Zug- und Dehnwechselproben. Dies deutet darauf hin, dass die Karbide am Rissgeschehen beteiligt sind, es aber nicht dominieren. Niob-legiertes GJS zeigt ein wesentlich besseres Kriech- und Zeitstandverhalten als Niob-freies. Der Mechanismus kann hier nicht geklärt werden, da die untersuchten Proben der Niob-haltigen Legierungen auch nach über 15 000 h Kriechversuchen nur geringe interkristalline Kriechschädigung in Form von Kriechporen oder Werkstofftrennungen an Karbiden zeigen und damit zur Analyse noch nicht zur Verfügung standen.

Die **Zugfestigkeit** als Maß für die Festigkeit des Mischkristalls bildet die verfestigende Wirkung des **Siliziums** ab. Es ist bis 500 °C der dominierende festigkeitssteigernde Faktor, der alle mechanischen Eigenschaften positiv beeinflusst. Durch den Rückgang der verfestigenden Wirkung mit steigender Temperatur nimmt die Kerbempfindlichkeit ab. Im Zeitstandversuch bei hohen Temperaturen und geringen Spannungen im Bereich des Diffusionskriechens zeigt **Kobalt** seine verfestigende Wirkung. Kobalt-haltige Legierungen erweisen sich in dieser Untersuchung als kriechfester, unabhängig vom Molybdän- und Niob-Gehalt. Es wird vermutet, dass Kobalt den Diffusionskoeffizient des Mischkristalls senkt. Der Nachweis konnte im Rahmen dieser Arbeit nicht erbracht werden.

Ein weiterer vor allem im Zeitstandbereich wichtiger Aspekt ist die Rolle der Form der Molybdän-Ausscheidungen an den Korngrenzen. Diese skelettartigen Ausscheidungen konnten klar als an der Schädigung beteiligte Gefügebestandteile identifiziert werden. Sie verspröden das Gefüge der Testschmelzen und reduzieren so das Verformungs- und Dehnwechselverhalten bei großen Dehnungsamplituden. Die im Gefüge der Bauteilproben vorliegenden fein nadeligen Molybdän-Ausscheidungen zeigen diesen ne-

gativen Einfluss nicht. Auf der anderen Seite konnte nachgewiesen werden, dass in den Mischkristall eingebettete feinverteilte Molybdän-Karbide das Versetzungskriechen verlangsamen. Es ist daher eine Substitution von Molybdän durch stabile Dispersoide wünschenswert, die eine Teilchenhärtung ermöglichen und gleichzeitig keine groben Ausscheidungen bilden. Vorbild können sog. ODS-Legierungen oder teilchengehärtete Aluminiumlegierungen sein.

Insgesamt wurde in dieser Arbeit erstmals eine umfassende Datenbasis zum Werkstoffgefügezustand und mechanischen Hochtemperatureigenschaften warmfester GJS-Legierungen im Temperaturbereich 450 °C bis 550 °C, die auf einer systematischen Variation von Legierungselementen beruht, geschaffen und bewertet. Dabei wurde besonders das Dehnwechsel- und Zeitstandverhalten untersucht und grundlegende Zusammenhänge zwischen diesen mechanischen Eigenschaften bei hohen Temperaturen und dem vorliegenden GJS-Gefüge sowie den Legierungselementen und ihrer Ausprägung im Gefüge gefunden.



- 1 Berger, C., Oechsner, M., Scholz, A., Michel, S.: Entwicklung einer warmfesten GJS-Gusseisenlegierung für dickwandige Gussstücke bei höchsten Anwendungstemperaturen $\geq 500^{\circ}\text{C}$. Abschlussbericht zum WING-BMBF-Forschungsvorhaben 03X3510, Arbeitsanteil Institut für Werkstoffkunde, TU Darmstadt, 2011.
- 2 Entwicklung einer warmfesten GJS-Gusseisenlegierung zur Herstellung dickwandiger Gussstücke für höchste Anwendungstemperaturen $\geq 500^{\circ}\text{C}$. Forschungsantrag an das BMBF, WING-Rahmenprogramm, 2006.
- 3 DIN EN ISO 945: Mikrostruktur von Gusseisen - Teil 1: Graphitklassifizierung durch visuelle Auswertung. 2008.
- 4 Bürgel, R.: Handbuch Hochtemperaturwerkstofftechnik. 3. Auflage, Friedrich Vieweg & Sohn Verlag, Wiesbaden 2006.
- 5 Bargel, H.-J., Schulze, G.: Werkstoffkunde. 10. Auflage. Springer Verlag, Berlin. 2009.
- 6 Tonn, B., Dekker, L.: Entwicklung einer warmfesten GJS-Gusseisenlegierung für dickwandige Gussstücke bei höchsten Anwendungstemperaturen $\geq 500^{\circ}\text{C}$. Abschlussbericht zum WING-BMBF-Forschungsvorhaben 03X3510, Arbeitsanteil Institut für Metallurgie, TU Clausthal, 2011.
- 7 Motz, J.: Über Erstarrungsgefüge und Eigenschaften in dickwandigen Gussstücken aus ferritischem Gusseisen mit Kugelgraphit- Teil 2: Zähigkeit. Giessereiforschung, 40 Nr.4 (1988), pp. 117-128.
- 8 Prinz, B., Reiffenscheid, K.J., Schulze, T., Döpp, R., Schürmann, E.: Untersuchung zur Kinetik der Sphärolithenbildung bei der Erstarrung von Gusseisen mit Kugelgraphit durch thermische Analyse. Zeitschrift für Metallkunde, 82 Nr.8 (1991), pp. 650-658.
- 9 Minkoff, I.: The physical metallurgy of cast iron. John Wiley & Sons Ltd., 1983. 305S.
- 10 Voigt, R. C., Loper Jr., C.R.: Bildung der Grundmasse von Gusseisen mit Kugelgraphit. Giesserei-Praxis 22 (1990), pp. 374-381.
- 11 Hasse, S.: Duktiles Gusseisen Handbuch für Gusserzeuger und Gussverwender. Schiele und Schön, 1996, 382S.
- 12 Tiedje, N.S.: Solidification, processing and properties of ductile cast iron. Materials Science and Technology 26, Nr. 5 (2010), pp. 505-514.
- 13 Hasse, S. (Hrsg.): Taschenbuch der Gießerei-Praxis 2011. Schiele und Schön, 2011, 720S.

-
- 14 Holmgren, D., Källbom, R., Svensson, I.: Influences of the Graphite Growth direction on the Thermal Conductivity of Cast Iron. *Metallurgical and Materials Transactions A* 38A (2007), pp. 268-275.
 - 15 Wang, C., Frederiksson, H.: On the mechanism of inoculation of cast iron melts. 48th International Foundry Congress, Varna, Bulgaria, 1981.
 - 16 Defrancq, C., Eeghem, J., de Sy, A.: Study of the Inoculation of Grey Cast irons of the Fe-Al-C System, Development of a new high Strength Gray Iron with Lamellar Graphite. 36th International Foundry Congress, Belgrade, Yugoslavia, 1969.
 - 17 Lux, B., Kurz, W.: Zur Keimbildung beim Erstarren und Schmelzen von Metallen und Legierungen. *Zeitschrift für Metallkunde* (1972), pp. 594-606.
 - 18 Weis, W.: Importance of the Deoxidation in the Crystallization of Cast Iron. In: Lux, B., Minkoff, I., Mollard, F. (Hrsg.): *The metallurgy of cast iron: proceedings of the second International Symposium on the Metallurgy of Cast Iron*, Georgi Publishing Co., St. Saphorin, 1974, pp. 69-79.
 - 19 Lux, B., Tannenberger, H.: Der Einfluss des Impfens auf die Graphitausscheidung in reinen Eisen-Kohlenstoff- und Eisen-Kohlenstoff-Silizium-Schmelzen. *Giesserei – Technisch-wissenschaftliche Beihefte* 14 Nr. 4 (1962), pp. 193-205.
 - 20 Orths, K., Weis, W.: Die Beeinflussung des Kieselsäuregehaltes von Gusseisen durch die Schmelztechnik. *Giessereiforschung* 25 Nr. 1 (1973), pp. 9-19.
 - 21 Hofmann, E., Orths, K.: Deoxidation and Inoculation of Iron-Carbon Casting Alloys and the Deterioration of the Deoxidation Effect with Time. *Giesserei* 67 Nr. 20 (1980), pp. 620-628.
 - 22 Czikel, J., Gurbaxani, G., Riemer, K.H.: Beitrag zur Einstellung mechanischer Eigenschaften von Gusseisen mit Kugelgraphit im Gusszustand. *Giesserei*, 59 Nr. 21 (1972), pp. 631-638.
 - 23 Müller, J., Siefer, W.: Entwicklung wirksamer Impftechniken zur Erreichung fehlerfreier Gussstücke aus Gusseisen mit Lamellengraphit und Gusseisen mit Kugelgraphit mit guten mechanischen Eigenschaften unter Ausnutzung strömungstechnischer Möglichkeiten- Teil1. *Giessereiforschung*, 45 Nr.3 (1993), pp. 92-98.
 - 24 Ude, H.: Zur Kenntnis der mechanischen Eigenschaften des Gusseisens. Dissertation, TH Darmstadt, Deutschland, 1930. 25S.
 - 25 Berger, C., Roos, E., Mao, T., Udoh, A., Scholz, A., Klenk, A.: Behaviour of ductile cast iron at high temperatures. *Giessereiforschung*, 58 Nr. 2 (2006), pp. 18-28.
 - 26 Pascual, M., Ferrer, C., Rayón, E.: Weldability of spheroidal ductile cast iron using Ni/Ni-Fe electrodes. *Revista de Metalurgica* 45 Nr.5 (2009), pp. 334-338.

-
- 27 Berghof-Hasselbächer, E., Prinz, B., Ribbens, A., Schulze, T.: Über den Einfluss von Schmelzbehandlung und lokalen Erstarrungsbedingungen auf die Sphärolithenverteilung im Gussgefüge von GGG. *Praktische Metallographie*, 30 Nr. 8 (1993), pp.377-388.
 - 28 Leube, B.: Beitrag zur Modellierung der Abkühlung und Kristallisation eutektischer Gusseisenlegierungen mit Lamellengraphit. Dissertation , TU Bergakademie Freiberg, Deutschland, 1997.
 - 29 Fatahalla, N., Hakim, H.A.A., Ezz, A.E., Mohamed, M.: Effect of the percentage carbon equivalent on the nodule characteristics, density and modulus of elasticity of ductile cast iron. *Journal of Materials Science*, 31 (1996), pp. 4933-4937.
 - 30 Bartels, C., Gerhards, R., Hanselka, H., Herfurth, K., Kaufmann, H., Kleinkröger, W., Löblich, H., Menk, W., Pusch, G., Schmidt, T., Schütt, K.H., Tölke, P., Warnke, E.P: Gusseisen mit Kugelgraphit. konstruieren + gießen, 32 Nr. 2 (2007), pp. 1-101.
 - 31 Radaaj, D., Vormwald, M.: Ermüdungsfestigkeit. Grundlagen für Ingenieure. Springer-Verlag Berlin, 3. Aufl., 2009. 706S.
 - 32 Haibach, E.: Betriebsfestigkeit: Verfahren und Daten zur Bauteilberechnung. Springer-Verlag Berlin, 3. Aufl. 2006. 774S.
 - 33 Kaufmann, H.; Zur schwingfesten Bemessung dickwandiger Bauteile aus GGG-40 unter Berücksichtigung gießtechnisch bedingter Gefügeungängen. AiF-Forschungsbericht Nr. 9155. 1998.
 - 34 Berger, C., Scholz, A., Mao, T., Roos, E., Klenk, A., Udoh, A.: Schlussbericht zum AiF-Forschungsvorhaben "Hochtemperaturverhalten von Gusseisenwerkstoffen mit Kugelgraphit", AiF-Nr. 13168 N, 2005.
 - 35 Ludwig, A., Pusch, G., Trubitz, P., Winkler, H.-P., Hüggenberg, R.: Gefügeabhängigkeit statischer und dynamischer Rissinitiierungswerte für ferritisches Gusseisen. Tagungsband 42. Tagung des DVM Arbeitskreises Bruchvorgänge. Febr. 2010, Paderborn, pp. 143-152.
 - 36 Mottitschka, T., Pusch, G., Biermann, H., Zybell, L., Kuna, M., Hübner, P.: Ermüdungsrisswachstum in Gusseisen mit Kugelgraphit unter konstanten und variablen Lastamplituden – Teil 1: experimentelle Untersuchungen. Tagungsband 42. Tagung des DVM Arbeitskreises Bruchvorgänge. Febr. 2010, Paderborn, pp. 195-205.
 - 37 Zybell, L., Kuna, M., Chaves, H., Mottitschka, T., Pusch, G., Biermann, H.: Ermüdungsrisswachstum in Gusseisen mit Kugelgraphit unter konstanten und variablen Lastamplituden. Tagungsband 42. Tagung des DVM Arbeitskreises Bruchvorgänge. Febr. 2010, Paderborn, pp. 207-216.

-
- 38 Lang, K.H.: Das Ermüdungsverhalten von GGG-60, GGG-40 gGV-30 und GG-30 im Temperaturbereich $20^{\circ}\text{C} < T < 500^{\circ}\text{C}$. Dissertation, TH Karlsruhe, Deutschland, 1985.
 - 39 Mouqet, O.: Wie kritisch sind Gussfehler für die Dauerfestigkeit? konstruieren + gießen 31, Nr. 1 (2006), pp. 8-14.
 - 40 Nadot, Y., Mendez, J., Ranganathan, N., Beranger, A.S.: Fatigue life assessment of nodular cast iron containing casting defects. Fatigue Fracture Engineering Materials Structure Nr.22 (1999), pp. 289-300.
 - 41 Clement, P., Agnelli, J. P., Pineau, A.: Short crack behaviour in nodular cast iron. Fatigue of Engineering Materials and Structures 7 Nr. 4 (1984), pp. 251-265.
 - 42 Stolarski, T.A.: Attrition of silicon nitride as a function of counterface material and contact zone kinematics. Journal of Materials Science, 36 (2001), pp. 1911–1919.
 - 43 Asbai, K.: Simulation des Gefüges von Gusseisen mit Kugelgraphit mit Hilfe von ABAQUS. Studienarbeit, TU Darmstadt, 2007.
 - 44 Di Cocco, V., Iacoviello, F., Cavallini, M.: Damaging micromechanisms characterization of a ferritic ductile cast iron. Engineering Fracture Mechanics 77 (2010), pp. 2016-2023.
 - 45 Bonora, N., Ruggiero, A.: Micromechanical modelling of ductile cast iron incorporating damage. Part I: Ferritic ductile cast iron. International Journal of Solids and Structures 42 (2005), pp. 1401-1424.
 - 46 Grüter, L.: Rissausbreitung in Gusseisen. Gießereiforschung 29, Nr. 1 (1977), pp. 23-29.
 - 47 Löhe, D., Vöhinger, O., Macherauch, E.: Systematische Analyse der mikroplastischen Verformungsanteile bei einachsiger Zugbeanspruchung von ferritischem Gusseisen. Zeitschrift für Werkstofftechnik 16 (1985), pp. 60-70.
 - 48 Danzer, R.: Lebensdauerprognose hochfester metallischer Werkstoffe im Bereich hoher Temperaturen. Materialkundlich-Technische Reihe 8. Gebrüder Brontraeger Berlin Stuttgart, 1988. 340S.
 - 49 Linn, S.: Zur Streuung der Zeitstandeigenschaften der Nickelbasislegierung IN 738 LC. Dissertation, TU Darmstadt, Deutschland, 2009.
 - 50 Féhér, A.: Interaktive Modellierung des Kriechverhaltens am Beispiel warmfester Stähle. Dissertation, TU Darmstadt, Deutschland, 2010.
 - 51 Granacher, J.: Kriechgleichungen für warmfeste Stähle und Nickelbasislegierungen. In: VDEH Düsseldorf (Hrsg.): Vortrag auf der 23. Vortragsveranstaltung der Arbeitsgemeinschaft für warmfeste Stähle und Hochtemperaturwerkstoffe am 01.12.2000 in Düsseldorf, 2000, S. 210-244.
 - 52 Henke, F.: Niedriglegiertes Gusseisen zum Einsatz bei höheren Temperaturen. Giesserei-Praxis, (1969) Nr. 21, pp. 373-387.

-
- 53 Sheng, S., Klenk, A., Scholz, A., Schubert, J., Vierbaum, M.: Hochtemperaturverhalten von Gusseisenwerkstoffen mit Kugelgraphit. FVW/FVHT 29 Vortragsveranstaltung der Arbeitsgemeinschaft für warmfeste Stähle und der Arbeitsgemeinschaft für Hochtemperaturwerkstoffe, November 2006, Düsseldorf.
 - 54 Lang, K.H.: Das Ermüdungsverhalten von GGG-60, GGG-40, GGV-30 und GG-30 im Temperaturbereich $20^{\circ}\text{C} < T < 500^{\circ}\text{C}$. Dissertation, TH Karlsruhe, Deutschland, 1985.
 - 55 Pfenning, A.: Optimierung und Verifizierung von Kriechgleichungen für Hochtemperaturwerkstoffe. Dissertation, TH Darmstadt, Deutschland, 1996.
 - 56 DIN EN ISO 204-2009: Metallische Werkstoffe – Einachsiger Zeitstandversuch unter Zugbeanspruchung. Prüfverfahren. 2009.
 - 57 Modl, E.K.: Kobaltlegiertes Gusseisen mit Kugelgraphit. Kobalt, (1969) Nr.42, pp.17-28.
 - 58 Ilschner, B.: Hochtemperatur-Plastizität. Springer-Verlag Berlin Heidelberg New York. 1973. 314S.
 - 59 Evans, R.W., Willshire, B.: Creep of metals and alloys. The Institute of Metals, London, 1985.
 - 60 Schvienheer, M.: Hochtemperaturverhalten der 600°C -Dampfturbinenstähle (G)X12CrMoWVNbN10-1-1. Dissertation, TU Darmstadt, Deutschland, 2004.
 - 61 Simon, A.: zur Berechnung betriebsnah belasteter Hochtemperaturbauteile mit einem konstitutiven Werkstoffmodell . Dissertation, TU Darmstadt, Deutschland, 2007.
 - 62 Samir, A.: Konstitutive Werkstoffbeschreibung im Kriech- und Kriechermüdungsbereich am Beispiel des warmfesten Schmiedestahls 28CrMoNiV4-9. Dissertation, TU Darmstadt, Deutschland, 2006.
 - 63 Norton, F.H.: The creep of steel at high temperatures. McGraw-Hill, New York 1929.
 - 64 Penny, R.K., Marriot, D.L.: Design for Creep. McGraw-Hill, London, 1971.
 - 65 Rajakovics, E.V., Nechtelberger, E.: Beitrag zur Schnellbestimmung des Warmkriechzugverhaltens von Gusseisen mit Kugelgraphit. Giesserei-Rundschau, 17 (1970) Nr.3, pp.19-26.
 - 66 Reifferscheid, K.: Verbesserung des Zeitstandverhaltens von ferritischem Gusseisen mit Kugelgraphit durch Legieren. Giesserei-Praxis, (1978) Nr.18, pp. 291-294.
 - 67 Larson, F.R., Miller, J.: A time-temperature relationship for rupture and creep stresses, Transactions of the ASME 74, 1952, pp.765-775.
 - 68 Reppich, B.: Grundvorgänge des Kriech- und Zeitstandverhaltens am Beispiel teilchengehärteter Superlegierungen. In: K. Schneider (Hrsg.): Festigkeit und

-
- Verformung bei hoher Temperatur. DGM Informationsgesellschaft mbH., Oberursel, 1989, pp. 139-163.
- 69 Nylén, T.: Niobium in cast iron. International Symposium on Niobium 2001; Orlando, FL; USA; 2-5 Dec. 2001. pp. 1-25. 2001.
- 70 Röhrig, K., Gerlach, H.G., Nickel, O.: Legiertes Gusseisen, Band 2: Gusseisen mit Kugelgraphit. Giesserei-Verlag GmbH, 1974, 147S.
- 71 Neumann, F.: Gusseisen. Schmelztechnik, Metallurgie, Schmelzbehandlung. Expert Verlag, 1994.
- 72 Seidel, W.W., Hahn, F.: Werkstofftechnik. 8. Auflage. Hanser Fachbuch, 2009.
- 73 Venugopalan, D., Alagarsamy, A.: Einfluss von Legierungszuständen auf die Gefüge und die mechanischen Eigenschaften von technischen Gusseisen mit Kugelgraphit. Giesserei-Praxis 3 (1992), pp. 21-28.
- 74 DIN EN 1563: Gießereiwesen – Gusseisen mit Kugelgraphit. 1997.
- 75 Henke, F.: Niedriglegiertes Gusseisen zum Einsatz bei höheren Temperaturen. Giesserei-Praxis 21 (1969), pp. 373-387.
- 76 Kim, B.H., Shin, J.S., Lee, M.S., Moon, B.M.: Improvement of tensile strength and corrosion resistance of high-silicon cast irons by optimizing casting process parameters. Journal of Materials Science (2007), pp. 109-117.
- 77 Mayer, K.H.: Werkstoffentwicklungen zur Effizienzsteigerung von fossilen Kraftwerken. VDEh Statusreport Kraftwerke, 2006, 145S.
- 78 Henke, F.: Hitzebeständiges Sondergusseisen Teil 1. Giesserei-Praxis 13, (1969), pp. 232-252.
- 79 Rundman, K.B., Rouns, T.N.: On the Effect of Molybdenum on the Kinetics of Secondary Graphitization in Quenched and Tempered Ductile Irons. AFS Transactions 117 (1982), pp. 487-497.
- 80 Loper Jr., C.R., Cornell, H.H., Baik, H.K.: Role of Niobium as an Alloying Element in Cast Irons. International Symposium on Tantalum and Niobium, Orlando, USA, 1988.
- 81 Berger, C., Scholz, A., Wang, Y., Schwienheer, M.: Ermittlung der mechanischen Eigenschaften für neu zu entwickelnde ferritisch-martensitische Stähle für Turbinenwellen und Gehäuse im umweltfreundlichen Kraftwerk. Abschlussbericht zum Teilprojekt DE10 des BMWA-PTJ-Verbundprojektes COST 536 Dampfkraftwerke.: Werkstoffentwicklung für hochbeanspruchte Bauteile in umweltfreundlichen Kraftwerken mit einer Dampfeintrittstemperatur von max. 650°C, 2004.
- 82 Rivera, L. I., Roca, V.A., Patino, C.F., Cruells, M.C.: Microalloyed niobium influence on ductile ferrite cast irons. International Journal of Cast Metals Research, 16 Nr.1- 3 (2003), pp. 65-70.

-
- 83 Vatajuk, J., Mariano, J.R.: Verschleissbeständige Gusseisen mit Kugelgraphit für Kolbenringe. *Giesserei-Praxis* 7 (1991), pp. 115-119.
- 84 Theisen, W.: Verschleissbeständige Fe-Basislegierungen mit Niobkarbid. *Materialwissenschaften und Werkstofftechnik*, 35 Nr.6 (2004), pp. 377-384.
- 85 Schöler, K.: Beitrag zum Mikrolegieren von Kugelgraphitguss mit Niob. Dissertation, TU Clausthal, Deutschland, 1994.
- 86 Lui, T.S., Chao, G.C.: High-temperature properties of ferritic spheroidal graphite cast iron. *Journal of Materials Science*, 24 (1989), pp. 2503-2507.
- 87 Nechtelberger, E.: Eigenschaften unlegierter und niedriglegierter Gusseisen mit Lamellengraphit/ Kugelgraphit/ Vermiculargraphit im Temperaturbereich bis 500°C- Teil1: Textband. Schiele & Schön GmbH, 1977, 201S. Teil2: Tafelband. Schiele & Schön GmbH, 1977, 62S. Teil3: Bildband. Schiele & Schön GmbH, 1977, 174S.
- 88 Cox, G., Röhrig, K.: Nickel in Gusseisen und Stahlguss. konstruieren + gießen, 16 Nr. 4 (1991), pp. 11-15.
- 89 Mühlberger, H.: Über die statischen und dynamischen Festigkeitseigenschaften von Gusseisen mit Kugelgraphit. *Giesserei* 47 Nr.22 (1960), pp. 614-622.
- 90 Black, B., Burger, G., Logan, R., Perrin, R., Gundlach, R.: Gefügestabilität und Maßhaltigkeit von GJS- SiMo zum Einsatz bei erhöhten Temperaturen. *Giesserei-Praxis* 10 (2002), pp. 363-374.
- 91 Frás, E., Lopez, A.: Eutectic Cells and nodule count – an index of molten iron quality. *Intl. Journal of Metal Casting*, 2010.
- 92 Goryany, V., Hartmann, D., Hofmann, E., Mauk, P.J.: Einfluss auf die Abkühlbedingungen auf die Gefügeausbildung bei der Wärmebehandlung von dickwandigen Bauteilen aus Gusseisen mit Kugelgraphit Teil 1. *Giessereiforschung*, 56 Nr. 1 (2004), pp. 23-36.
- 93 Goryany, V., Hartmann, D., Hofmann, E., Mauk, P.J.: Einfluss auf die Abkühlbedingungen auf die Gefügeausbildung bei der Wärmebehandlung von dickwandigen Bauteilen aus Gusseisen mit Kugelgraphit Teil 2. *Giessereiforschung*, 56 Nr.2 (2004), pp. 66-82.
- 94 Mayer, H.: Grossgussstücke aus Gusseisen mit Kugelgrafit. *Giesserei-Rundschau*, 18 Nr.12 (1971), pp. 19-28.
- 95 Javid, A., Loper Jr., C.R.: Solid State Graphitization in Normalized and Annealed Ductile Cast Irons. *AFS Transactions* 143 (1990), pp. 597-608.
- 96 Reifferscheid, K.: Die mechanischen Festigkeitskennwerte von Gusseisen mit Kugelgraphit und vollperlitischem Grundgefüge (GGG- 80) im Waddickenbereich von 25 bis 150 mm. *Giesserei-Praxis* 21 (1975), pp. 350-357.

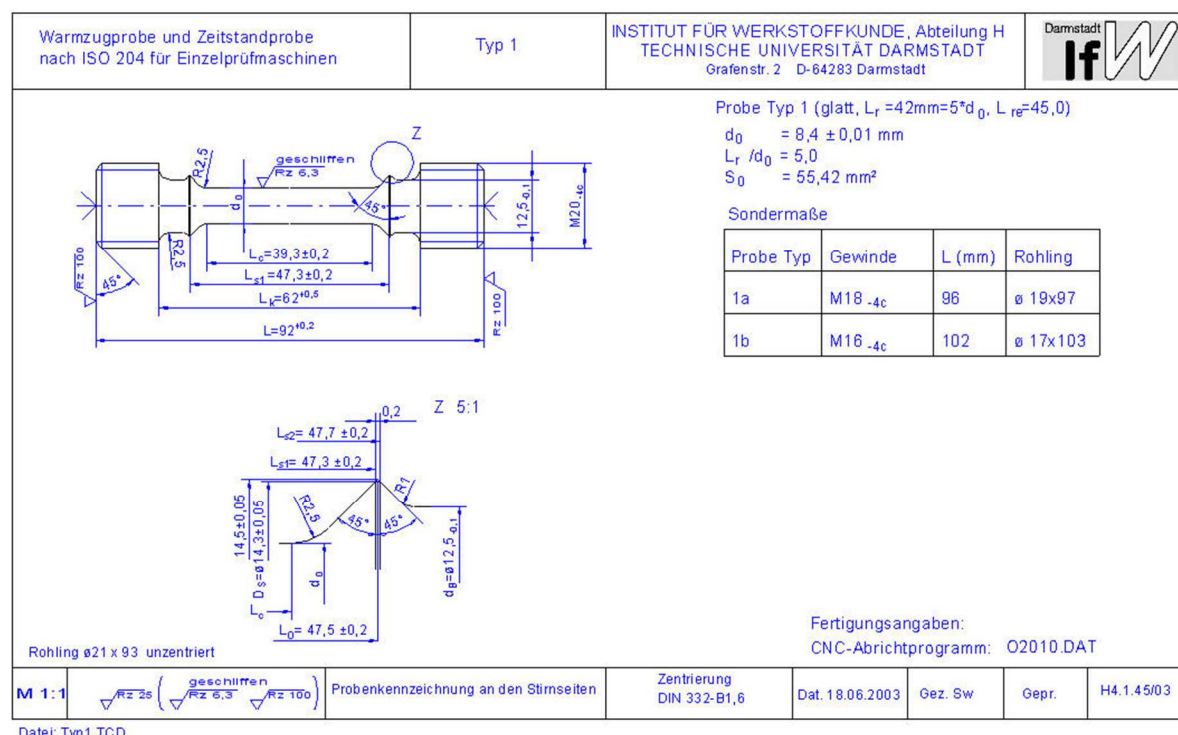
-
- 97 Wolters, D.; Mechanische und technologische Eigenschaften von Gusseisen mit Kugelgraphit unter Berücksichtigung größerer Wanddickenbereiche. VDI-BerichteNr.469 (1983), pp. 23-33.
 - 98 Cho, G.S., Choe, K.H., Lee, K.W., Ikenaga, A.: Effect of Alloying Elements on the Microstructures and Mechanical Properties of Heavy Section Ductile Cast Iron. Journal of Materials Science and Technology Vol. 23, Nr. 1 (2007), pp. 97-101.
 - 99 Ohnaka, I., Sato, A., Sugiyama, A., Kinoshita, F.: Mechanism and estimation of porosity defects in ductile cast iron. International Journal of Cast Metals Research 21, Nr. 1-4 (2008), pp. 11-16.
 - 100 Shirani, M., Harkegard, G.: Fatigue life distribution and size effect in ductile cast iron for wind turbine components. Engineering Failure Analysis 18 (2001), pp. 12-24.
 - 101 Vierbaum, M., Günther, G.: Entwicklung einer warmfesten GJS-Gusseisenlegierung für dickwandige Gussstücke bei höchsten Anwendungstemperaturen $\geq 500^{\circ}\text{C}$. Abschlussbericht zum WING-BMBF-Forschungsvorhaben 03X3510, Arbeitsanteil Friedrich Wilhelms-Hütte Eisenguss GmbH, 2011.
 - 102 DIN EN ISO 6506 Teil 1: Metallische Werkstoffe; Härteprüfung nach Brinell – Teil 1: Prüfverfahren. 2006.
 - 103 DIN EN 60584-1: Thermopaare- Teil 1: Grundwerte der Thermospannungen. 1995.
 - 104 DIN EN 10002 Teil 5: Metallische Werkstoffe; Zugversuch; Teil 5: Prüfverfahren bei erhöhter Temperatur. 1992.
 - 105 Woodford, D.A.: Environmental Damage of a Cast Nickel Base Superalloy. Metallurgical Transactions A, Vol. 12A, 1981.
 - 106 Cahoon, J.R., Broughton, H.W., Kutzak, A.R.: The determination of yield strength from hardness measurements. Metallurgical Transactions 2 (1971), pp. 1979-1983.
 - 107 DIN 50150: Umwertungstabelle für Vickershärte, Brinellhärte, Rockwellhärte und Zugfestigkeit. Prüfung von Stahl und Stahlguss. 1976.
 - 108 Liesenberg, O., Wittekopf, D.: Stahlguss- und Gusseisenlegierungen. Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie GmbH, Leipzig, 1992.
 - 109 Pedersen, K.M., Tiedje, N.S.: Graphite nodule count and size distribution in thin-walled ductile cast iron. Materials Characterization 59 (2008), pp. 1111-1121.
 - 110 Sjögren, T.: Influences of the Graphite Phase on Elastic and Plastic Deformation Behaviour of Cast Irons. Ph.D. Thesis, Jönköping University, Sweden, 2007.
 - 111 Shi, Y.N., Kelly, P.M.: The crystallography and morphology of Mo_2C in ferrite. Journal of Materials Science 37 (2002), pp. 2077-2085.

Anhang

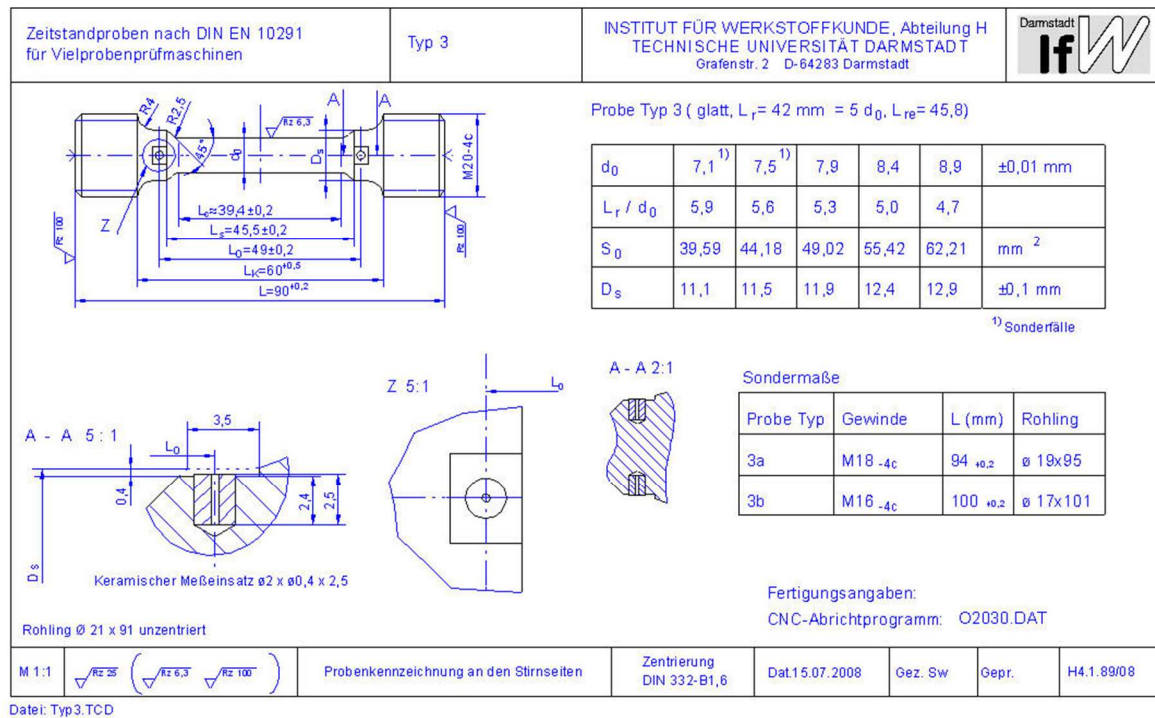
Anhang 1. Chemische Zusammensetzung ausgewählter GJS-Schmelzen aus der Literatur, in Massen-%.

Nr.	C	Si	Mn	Mo	Ni	Nb	Co	V	Cr	Mg	S	P	Quelle
1	n.b.	n.b.	n.b.	-	n.b.	-	-	-	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.	88
2	n.b.	n.b.	n.b.	-	n.b.	-	-	-	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.	88
3	n.b.	n.b.	n.b.	-	n.b.	-	-	-	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.	11
4	n.b.	n.b.	n.b.	-	n.b.	-	-	-	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.	11
5	n.b.	n.b.	n.b.	-	n.b.	-	-	-	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.	52
6	3,6	2,4	0,3	-	-	-	-	-	-	0,045	0,006	0,05	30
7	3,54	2,54	0,17	-	-	-	-	-	0,03	0,047	0,005	0,028	25
8	3,7	2,2	0,5	-	-	-	-	-	-	0,06	0,01	0,016	11
9	3,53	2,8	0,01	-	-	-	-	-	-	0,05	0,002	0,035	86
10	3,6	2,4	0,3	0,8	-	-	-	-	-	0,045	0,006	0,05	30
11	3,58	2,53	0,19	0,5	-	-	-	-	0,03	0,072	0,003	0,023	25
12	3,36	3,1	0,2	0,5	-	-	-	-	0,026	0,074	0,003	0,031	25
13	n.b.	n.b.	n.b.	0,5	-	-	-	-	-	n.b.	n.b.	n.b.	11
14	n.b.	n.b.	n.b.	0,9	-	-	-	-	-	n.b.	n.b.	n.b.	11
15	3,7	2,2	0,5	0,5	-	-	-	-	-	0,06	0,01	0,016	11
16	3,45	2,57	0,23	0,7	-	-	-	-	-	0,043	0,007	0,01	11
17	3,5	2,5	0,5	-	0-1,2	-	-	-	-	0,06	n.b.	0,08	89
18	2,95	1,52	0,44	-	1,1	-	-	-	-	0,049	0,024	0,05	87
19	3,6	2,4	0,3	-	2,5	-	-	-	-	0,045	0,006	0,05	30
20	3,45	2,57	0,23	0,7	-	-	-	0,31	-	0,043	0,007	0,01	11
21	3,7	2,4	0,08	-	-	2	-	-	-	0,04	0,004	0,02	57
22	3,7	2,4	0,08	-	-	6	-	-	-	0,04	0,004	0,02	57
23	3,7	2,4	0,08	0,9	-	6	-	-	-	0,04	0,004	0,02	57
24	3,7	2,4	0,08	0,5	-	6	-	-	-	0,04	0,004	0,02	57
25	3,5	2,5	0,1	-	-	2	0,5	-	-	0,045	0,004	0,02	57
26	3,5	2,5	0,1	-	-	6	0,5	-	-	0,045	0,004	0,02	57
27	3,5	2,5	0,1	-	-	6	1,5	-	-	0,045	0,004	0,02	57

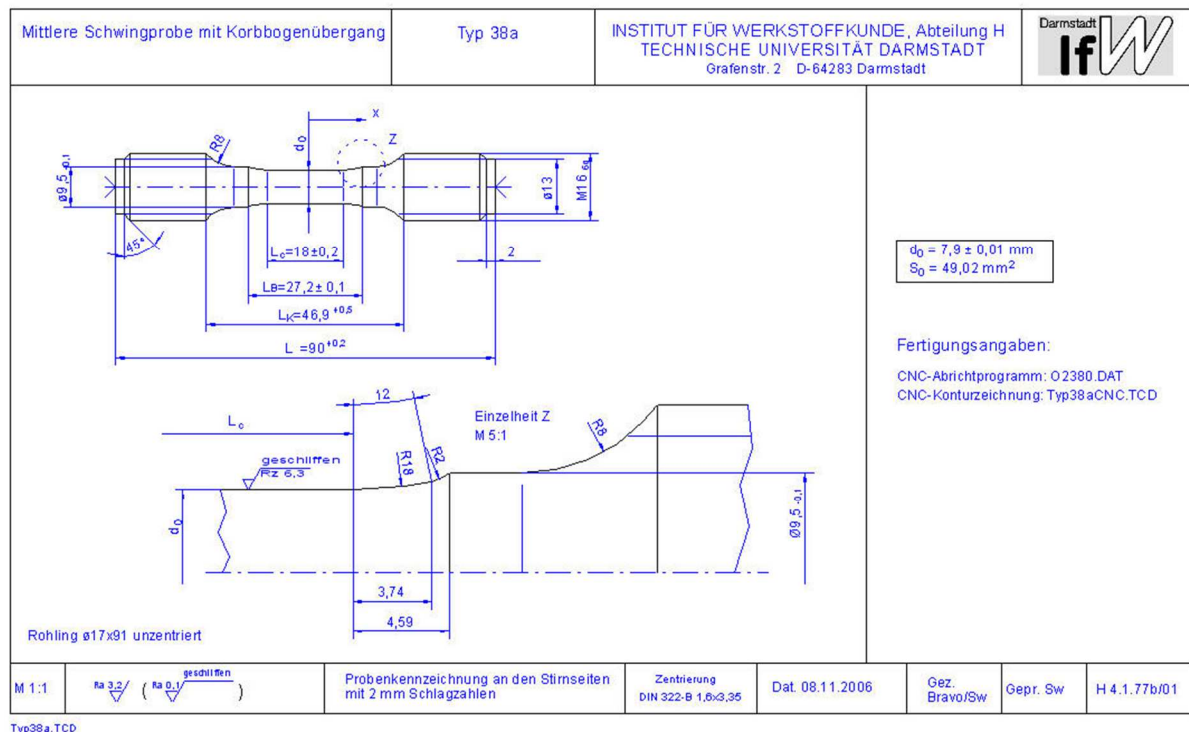
Anhang 2. Technische Zeichnung einer Zugprobe, IfW-Typ 1.



Anhang 3. Technische Zeichnung einer Zeitstandprobe mit Messeinsätzen für Zeitstandversuche bei unterbrochener Dehnungsmessung, IfW-Typ 3.



Anhang 4. Technische Zeichnung einer Dehnwechselprobe, IfW-Typ 38a.



Lebenslauf

1981	geboren am 18. Mai 1981 in Aachen
2000	Allgemeine Hochschulreife
2000 - 2006	Technische Universität Darmstadt Studiengang Wirtschaftsingenieurwesen Fachrichtung Maschinenbau
2006	Diplom Wirtschaftsingenieurin
2006 - 2012	Technische Universität Darmstadt Fachbereich Maschinenbau Zentrum für Konstruktionswerkstoffe, IfW und MPA Darmstadt Wissenschaftliche Mitarbeiterin